F 1162

R

STUDII ȘI CERCETĂRI DE METALURGIE

TOMUL 15, Nr. 1, 1970

EDITURA ACADEMIEI REPUBLICII SOCIALISTE ROMÂNIA

COMITETUL DE REDACȚIE

Redactor șef: prof. I. HUBER-PANU, m. c. al Academiei R. S. România; *Redactor șef adjunct:* dr. ing. TR. SALAGEAN; *Membri:* prof. L. BOLEANȚU — Timișoara, prof. A. DOMȘA — Cluj, ing. A. IEREMIA — Reșița, prof. ST. MANTEA — București, ing. C. PANDELESCU — București, dr. ing. D. PAVELESCU — București, prof. VL. POPOVICI — Timișoara, dr. ing. M. RAȚIU — Timișoara, prof. I. TRIPȘA — București; *Secretar științific de redacție:* ing. V. SAFTA.

In țară, abonamentele se primesc la oficiile poștale, agențiile poștale, factori poștali și difuzorii de presă din întreprinderi și instituții.

Comenzile de abonamente din străinătate se primesc la CARTIMEX, București, Căsuța poștală 134—135, sau la reprezentanții săi din străinătate.

La revue „Studii și cercetări de metalurgie" paraît 2 fois par an. Le prix d'un abonnement annuel est de $4; F.F. 20; D.M. 16. Toute commande à l'étranger sera adressée à CARTIMEX, Boîte postale 134—135 Bucarest — Roumanie, ou à ses représentantes à l'étranger.

Manuscrisele, cărțile și revistele pentru schimb, precum și orice altă corespondență se trimit la Comitetul de redacție pe adresa: B-dul Mihai Viteazul 24 Timișoara.

STUDII ȘI CERCETARI DE METALURGIE

apare de două ori pe an

F 1162

STUDII ȘI CERCETĂRI DE METALURGIE

TOMUL 15, Nr. 1, 1970

EDITURA ACADEMIEI REPUBLICII SOCIALISTE ROMÂNIA

ORSZÁGOS MŰSZAKI KÖNYVTÁRES DOKUMENTÁCIÓS KÖZÜNET 1883

ACADEMIA REPUBLICII SOCIALISTE ROMÂNIA

STUDII ȘI CERCETĂRI DE METALURGIE

Tomul 15 1970 Nr. 1

SUMAR

M. RAȚIU, Viața și activitatea Academicianului Șt. Nădășan 5

METALURGIE FIZICĂ

N. DRĂGAN, M. COSTESCU, A. MORȚUN, MINODORA IACOB, Influența azotului ca element de aliere în oțelurile cu 0,1—0,2% carbon și adaosuri mici de vanadiu și niobiu 17

D. BOJIN, L. STAICU, D. BALLA, Despre posibilitatea stabilirii purității oțelului prin măsurarea rezistivității electrice la temperaturi joase (4,2...300 °K) .. 29

ÎNCERCĂRI DE MATERIALE METALICE

M. TERESAWA, Y. YOSHIOKA, K. ASAMI, Studii asupra ruperii la oboseală a oțelurilor cionizate. Influența tensiunilor remanente 37

W. A. WOOD, F. UTILI, Influența solicitărilor termice ciclice asupra stabilității curgerii în condițiile fluajului ciclic indus 47

D. CIOCLOV, Curbele de durabilitate izoprobabilă la încercările cu solicitări repetate .. 57

PROBLEME METALURGICE ALE SUDĂRII

TR. SĂLĂGEAN, H. SELMERAN, Cercetări asupra fenomenului de îmbătrînire la oțeluri nealiate, cu carbonul cuprins între 0,14 și 0,12% 67

VL. POPOVICI, S. SONTEA, M. TEODORESCU, G. LESCENCO, Considerații privind rezistența la coroziune a aliajelor de aluminiu de tip AlZnMg și a îmbinărilor sudate ale acestora 89

NOTE

VL. POPOVICI, S. SONTEA, Măsurători de contracții pe table sudate din aliaje AlZnMg după procedeul de sudare WIG 103

AURELIA PROTOPOPESCU, L. STAICU, Aspecte fractografice ale unor materiale sinterizate din pulberi metalice 111

LUCRĂRI DE SINTEZĂ

F. OPREA, D. TALOI, Considerații privind echilibrul sistemelor heterogene din metalurgia neferoasă 119

N. GERU, Determinarea lățimii reale β a liniilor de difracție de pe roentgenograme .. 131

ACTIVITATEA ACADEMICIANULUI ȘTEFAN NĂDĂȘAN PENTRU PROMOVAREA ȘTIINȚELOR TEHNICE

Evocare întocmită de M. Rațiu pentru Conferința de sudură și încercări de metale — Timișoara, 22 septembrie 1969.

În evocarea personalităților se manifestă tentația de a se recurge la imagini — cheie, definitorii pentru tezaurizarea în memoria umanității a activității desfășurate. Aceste imagini se constituie într-un proces de durată, tinzându-se să se rețină în perspectiva timpului numai particularitățile ilustrative pentru aportul adus societății în promovarea progresului spiritual și material.

Astăzi, după un răstimp de doi ani de la încheierea strădaniilor academicianului Ștefan Nădășan de a sluji științele tehnice, profilul personalității

sale își preia conturul definitoriu pentru posteritate, sublimîndu-se din masa contribuțiilor consemnate în cele 87 titluri de lucrări publicate.

Adăstînd pentru cîteva clipe asupra vieții și operei, se desprinde interdependența acțiunilor de climatul psihic al orașului reședință a vieții sale întregi : septicentenara Timișoară. A fost un vrednic fiu, un fiu ilustru și devotat urbei sale natale, care a întruchipat în treimea mijlocie a secolului nostru zelul proverbial cîtadinilor timișoreni întru promovarea și aplicarea tehnicii în viața cea de toate zilele.

Născut la Timișoara, la începutul acestui secol, în anul 1901, în familia unui farmacist, cu părinți de baștină timișoreni, își petrece toți cei 66 de ani pe malurile Begăi. Aici urmează școala, aici își însușește cunoștințele tehnice o dată cu prima serie de studenți ingineri și tot aici este promovat întîiul doctor-inginer. Între zidurile acestui oraș : în turnătoria Atelierelor C.F.R., în sălile Politehnicii și în laboratoarele Bazei de cercetări științifice a Academiei R. S. România își desfășoară munca de inginer, dascăl, cercetător și promotor al școlii de rezistență și încercări de metale.

Promovat inginer electromecanic în anul 1924, se încadrează la Atelierele C.F.R. Timișoara, iar după un an își începe și cariera didactică la Catedra de rezistență și încercări de metale de la Politehnica Timișoara, ca asistent al profesorului emerit C. C. Teodorescu.

Munca în aceste două unități, într-o strînsă conjugare, îi jalonează preocupările prioritare pentru două decenii : îmbunătățirea calității fontei. *Fontele elaborate în turnătoria condusă de inginerul Năddșan sînt examinate în laboratorul catedrei de asistentul Năddșan. Rezultatele investigațiilor privind : corelația dintre rezistența la compresiune și rezistența la încovoiere, influența desulfurării asupra rezistenței, corelația dintre duritatea Brinall și Shore, influența condițiilor de prelevare a epruvetelor asupra caracteristicilor de rezistență sînt publicate într-o serie de articole, apărute în perioada interbelică în țară și în străinătate. Acumularea de date experimentale în acest domeniu culminează în lucrarea de doctorat de mare amploare :* rezistența dinamică a fontei, *consacrîndu-i numele în literatura mondială de specialitate.*

Din urmărirea procesului de elaborare a fontei în cubilouri mai descifrează studiile asupra influenței adaosurilor de oțel și asupra introducerii antracitului, stabilind totodată corelații statistice între viteza de topire și consumul de cocs în exploatare.

Cercetările asupra fontei sînt reluate mai tîrziu, după anul 1960, urmărindu-se de astă dată ridicarea rezistenței la uzare. Prin investigațiile ample, în colaborare cu Uzina de construcții de mașini Reșița, se pun la punct compozițiile unor fonte fosforoase pentru saboți de vehicule feroviare ; saboții din noile compoziții asigură în exploatare o durabilitate mai ridicată decît cea obișnuită la saboții uzuali din fontă cenușie, la același preț de cost.

Tot în această perioadă interbelică — 1925—1945 — animat de dorința de a contribui la elucidarea cauzelor ruperilor de osii de vehicule feroviare, deschide un nou cîmp de investigații experimentale în țară: încercările la oboseală. *După o serie de analize statistice constatative, preconizează o nouă metodă de încercare originală:* încercarea la încovoiere rotativă cu şocuri adiționale, *reeditînd situația complexă a trecerii vagoanelor peste joantele căilor ferate. Rezultatele experimentale relevă, prioritar în literatura mondială, influența determinantă a energiei şi a frecvenței loviturilor asupra rezistenței la oboseală la diversele mărci de oțeluri.*

Dacă îmbunătățirea fontei, reconsiderarea acestui aliaj în optica cuceririlor tehnologice, i-a fost întotdeauna o „slăbiciune a tinereții", introducerea sudurii în industria din țară a considerat-o un imperativ categoric al responsabilității sale profesionale ca inginer-promotor al progresului tehnic. Înscris între inițiatorii „Cercului pentru încurajarea sudurii", înființat de academicianul C. Mikloşi în anul 1937, desfăşoară o amplă activitate pentru asimilarea încercărilor mecanice în investigarea îmbinărilor sudate atît în faza experimentală cît şi în producția industrială. Aria acestei discipline de frontieră este cartată cu competență şi scrupulozitate în primele îndrumătoare pentru calculul şi controlul îmbinărilor sudate. Aceste îndrumătoare, publicate în revista Sudura, au constituit timp de două decenii elementele de bază pentru industria din țară în munca de proiectare şi în activitatea de recepție.

Asigurarea rezistenței în exploatare, prospectivînd domeniile de aplicare ale sudurii, este urmărită prin ample încercări de laborator. Asemenea investigații fundamentează introducerea sudării prin topire intermediară la barele de oțel beton şi la şinele de cale ferată.

O activitate de cercetare de amploare ajunge să organizeze numai după instaurarea orînduirii socialiste în țara noastră. Acțiunile sporadice anterioare, abordate cu abnegație pînă la sacrificii materiale personale, nu au suscitat sprijinul şi interesul forurilor conducătoare din regimul burghez.

O dată cu naționalizarea mijloacelor de producție, academicianul Ştefan Nădăşan este solicitat să participe la acțiunile de organizare a laboratoarelor de încercări în uzine şi în institute de cercetare. Încadrat ca membru al Partidului Comunist Român din anul 1945, se angajează cu entuziasm şi devotament, profesional şi cetățenesc, în această acțiune prin:

— o largă campanie de publicații pentru orientarea activității laboratoarelor uzinale, relevîndu-se importanța acestora în procesul de producție,

— dezvoltarea laboratoarelor de cercetare din Timişoara prin: construcția noului laborator al Catedrei de rezistența materialelor, dat în folosință în anul 1961, înființarea, în anul 1951, a Secției de oboseală şi rupere fragilă a metalelor la Baza de cercetări ştiințifice a Academiei R. S. România, înființarea laboratoarelor naționale de măsurare a forțelor şi a caracteristicilor mecanice în cadrul Institutului de metrologie, în anul 1954.

În sfera acțiunilor organizatorice mai trebuie menționată înființarea primei unități de proiectare în construcția de mașini din Timișoara, unitate pe care a condus-o timp de cinci ani, 1949—1954. În această nouă unitate s-au format numeroși specialiști care au constituit osatura mai multor institute de proiectare care activează și în prezent în Timișoara.

Ctitoria acestor laboratoare timișorene, cu profil inedit în țară, răspundea necesităților determinării caracteristicilor mecanice ale metalelor elaborate în țară, caracteristici care să stea la baza proiectării noilor construcții ale industriei socialiste.

În noile laboratoare timișorene, o pleiadă de cadre tinere își însușesc metodologia examinărilor distructive și nedistructive a metalelor și sub îndrumarea, directă și permanentă, a academicianului Ștefan Nădășan, se execută determinări sistematice ale caracteristicilor de fluaj, oboseală și fragilitate pentru mărcile de oțeluri asimilate în producția curentă a siderurgiei din țară. Vizînd constituirea rezervei științifice pentru mărirea durabilității în exploatare a oțelurilor se cercetează influența concentratorilor și a acoperirilor electrolitice asupra rezistenței la solicitări repetate precum și influența concentratorilor asupra comportării tenaco-fragile la solicitări singulare aplicate cu diverse viteze de deformare și la diverse temperaturi. Sînt notabile contribuțiile aduse prin aceste ample investigații, expuse la manifestări științifice din țară și străinătate și consemnate în numeroase publicații prestigioase de specialitate.

În ultimii 15 ani ai vieții sale întreprinde cercetări de anvergură pentru introducerea construcțiilor sudate din oțel slab aliat cu mangan. Într-o strînsă colaborare cu Combinatul siderurgic Reșița, Uzinele Industria sîrmei Cîmpia Turzii și Uzina de vagoane Arad se realizează primele vagoane de mare tonaj din oțel 17M13, reducîndu-se greutatea proprie a construcției cu 20% față de execuțiile din oțel carbon obișnuit OL 38. Performanțele obținute îl determină să militeze pentru continuarea cercetărilor din acest domeniu, urmărindu-se elaborarea de noi mărci de oțeluri cu adaosuri de titan, vanadiu etc. care să prezinte caracteristice mecanice superioare. Cercetările abordate au rămas însă numai în faza de experimentare.

În dorința coordonării unitare a activității din domeniul sudurii, inițiază constituirea Comisiei de sudură a Academiei R. S. România, al cărei președinte a fost pînă la moarte (1964—1967). Atașamentul față de acest nou organism este ilustrat de faptul că în cei trei ani a participat neobosit la toate ședințele și a impulsionat un vast program de acțiuni pentru promovarea sudurii în industria din țară. Prin această comisie s-a asigurat și o largă reprezentare a țării noastre la lucrările Institutului Internațional de Sudură în cadrul căreia activează ca membru al Comitetului de direcție în perioada 1957—1967, delegat permanent în Comisia XIII — Încercări la oboseală și conducătorul delegației țării noastre în anii 1963—1967.

Răspunzînd unor cereri acute ale industriei, fără să pregete nici un efort și-a mai drămuit timpul afectat preocupărilor preferate : studiile de

rezistenţă şi încercările metalelor, pentru a conduce cu migală şi competenţă cercetări asupra eficienţei aplicării nitrurării oţelului şi a cromării dure la ridicarea caracteristicilor mecanice. În ultimul deceniu al vieţii iniţiază studiile asupra saboţilor din mase plastice aglomerate pentru vehicule feroviare. Experimentările de laborator şi din exploatare se finalizează în elaborarea unei compoziţii — brevetată în anul 1966 ca invenţie a unui colectiv condus de academicianul Ştefan Nădăşan — care asigură mărirea duratei de exploatare de patru ori faţă de saboţii din fontă. Invenţia a suscitat interesul pe plan mondial conferindu-se medalia de aur la Salonul de la Bruxelles, 1969.

Prin activitatea desfăşurată, prin valoarea contribuţiilor aduse la dezvoltarea ştiinţelor tehnice, îşi cîştigă un prestigiu atît în ţară cît şi în străinătate. În semn de recunoaştere a meritelor sale este ales în anul 1955 membru corespondent, iar din anul 1963 membru titular al Academiei R. S. România. În anul 1965 este ales membru de onoare al Academiei de ştiinţe din R. P. Ungară.

Autoritatea ştiinţifică şi profesională cîştigată determină forurile conducătoare ale ţării să-i încredinţeze funcţii de înaltă răspundere. Astfel, în perioada 1956—1963, preia sarcini de îndrumare a activităţii tehnice din ţară ca preşedinte al Comitetului de Stat pentru Tehnică (1956—1957), membru al Comitetului de Stat al Planificării (1957—1960) şi preşedinte al Comitetului pentru Tehnica Nouă (1961—1963). În cadrul Academiei funcţionează ca vicepreşedinte (1963—1966), director al Bazei de cercetări ştiinţifice Timişoara (1961—1962) şi director al Centrului de cercetări tehnice Timişoara (1963—1967).

Conştient de răspunderea socială a inginerului, în complexitatea implicaţiilor prospective a formării de noi cadre de specialişti, susţine şi o muncă didactică timp de patru decenii la toate nivelel învăţămîntului tehnic din Timişoara; şcoli profesionale C.F.R., şcoala tehnică P.T.T.R. şi Institutul politehnic Timişoara. La un înalt nivel profesional, cu o adevărată pasiune şi cu o deosebită competenţă pedagogică, predă cunoştinţele de rezistenţa materialelor strîns împletite cu expuneri ale analizei experimentale a comportării mecanice a materialelor, îndrumînd totodată şi practica de laborator în încercările mecanice. Consacrarea sa didactică se consfinţeşte public prin conferirea titlului de profesor emerit la aniversarea a 40 ani de activitate (1965).

Nedespărţit de Catedra de rezistenţa materialelor de la Institutul politehnic Timişoara — ca asistent 1925—1939, şef de lucrări 1939—1940 şi apoi ca profesor pînă la moarte — şi-a îndeplinit cu scrupulozitate toate îndatoririle didactice. Importanţa practică, finalizarea fiecărei dezvoltări teoretice era ilustrată cu deosebită elocinţă în prelegerile sale. Tinerii studenţi aspirau la aceste cursuri suflul entuziast al creaţiei inginereşti: dimensionarea sigură şi economică. Sub ochii auditoriului se desfăşura metamorfoza

conceperii tehnice a elementului de construcție capabil să suporte sarcinile exploatării.

Îndelungata sa experiență didactică se consemnează în redactările succesive ale cursurilor de rezistența materialelor, apărute în șapte ediții, ale culegerilor de probleme de rezistența materialelor, apărute în patru ediții, și ale noțiunilor elementare de rezistența materialelor, apărute în două ediții. Sub coordonarea sa științifică și cu o largă participare personală la redactare se publică, prioritar în limba romînă; „Oboseala metalelor" (1962) și „Încercări și analize de metale" (1965), manuale care au devenit adevărate îndrumătoare pentru activitatea tuturor laboratoarelor uzinale și de cercetare. Tot sub îndrumarea sa, în calitate de redactor responsabil (1963—1967), apar publicațiile periodice ale Academiei R. S. România, cu rubrici separate afectate încercărilor mecanice și sudării: „Studii și cercetări de metalurgie" și „Revue roumaine des sciences techniques-Série de métallurgie".

În cursul celor patru decenii de activitate inginerească a reușit să formeze numeroși specialiști, devotați slujitori ai progresului tehnic, prin dezvăluirea tainelor comportării mecanice a metalelor și aplicarea sporului de cunoștințe în producția industrială. Un adevărat tactician al cercetării științifice, jalona cu previziune programele detaliate pentru instruirea cadrelor și pentru desfășurarea investigațiilor. Activitatea fiecărui colaborator era dezbătută în dialoguri cotidiene, în care se abordau fără de nici o reticență problemele profesionale și personale. Își petrecea zilnic cîte 2—3 ore — chiar și în perioadele cînd deținea funcții de înaltă răspundere — intreținîndu-se cu membrii colectivelor sale, precum și cu nenumărați vizitatori — foști studenți și colaboratori, cadre din industrie ș.a. — care treceau cu încredere pragul biroului său și găseau întotdeauna ascultare, îndrumare și sprijin.

Activitatea plenară a academicianului Ștefan Nădășan, desfășurată în coordonatele legăturii strînse a cercetării tehnice de practica producției industriale; abordînd preocupări izvorite din necesitățile actualității vieții economice, coroborînd în permanență interpretările teoretice cu datele experiențelor și aplicînd cu perseverență rezultatele în practică, și-a adus aportul eficient la promovarea progresului tehnic în țara noastră timp de patru decenii și, în special, la realizarea marilor cuceriri ale industriei socialiste din ultimul pătrar de veac.

Dacă realizările consemnate în publicații își vor pierde în mod inevitabil strălucirea actualității o dată cu evoluția tehnicii, în schimb entuziasmul academicianului Ștefan Nădășan pentru munca tehnică, angajarea sa plenară în toate acțiunile întreprinse, trebuie să rămînă un exemplu mereu viu și actual pentru noile generații de ingineri din Timișoara și din întreaga țară.

BIBLIOGRAFIE

1. Cursuri — Manuale

Şt. Nădăşan: *Curs de rezistenţa materialelor,* Politehnica Timişoara, vol. I. — ediţii 1940; 1943; 1945; 1949; 1951; 1953; vol. II. — ediţii 1941; 1944; 1947; 1951.

Şt. Nădăşan: *Rezistenţa materialelor,* Institutul politehnic Timişoara, vol. I. editat 1957; vol. II — editat 1959; vol. III — editat 1961; vol. IV — editat 1963.

Şt. Nădăşan: *Probleme de rezistenţa materialelor,* Institutul politehnic Timişoara, partea I-a — editat 1946; partea II-a — editat 1946.

Şt. Nădăşan, I. Marinescu: *Probleme de rezistenţa materialelor,* Institutul politehnic Timişoara, 1955.

Şt. Nădăşan: *Instrucţiuni pentru executarea lucrărilor practice de rezistenţa materialelor,* Politehnica Timişoara, 1931.

Şt. Nădăşan: *Noţiuni elementare de rezistenţa materialelor,* Institutul politehnic Timişoara, ediţii: 1946; 1948; 1950.

Şt. Nădăşan, B. Horovitz, A. Bernath. V. Safta: *Oboseala metalelor,* Editura tehnică, 1962.

Şt. Nădăşan ş. a.: *Încercări şi analize de metale,* Editura tehnică, 1965.

Şt. Nădăşan ş.a.: *Probleme de rezistenţa materialelor,* Editura didactică şi pedagogică, 1968.

Şt. Nădăşan ş. a.: *Manualul tehnicianului din laboratorul de încercări de metale,* Editura didactică şi pedagogică, 1970.

2. Comunicări ştiinţifice

2.1. *Comportarea mecanică a fontei*

Şt. Nădăşan: (1928) Beitrag zur Untersuchung des Zusammenhanges zwischen der Druck- und der Biegesfestigkeit des Gusseisens, *Die Giesserei,* Düsseldorf, *50,* 1—3.

Şt. Nădăşan: (1930) Der Einfluss der Entschwefelung auf die Festigkeitseigenschaften des Gusseisens, *Bulletin Scientifique de l'Ecole Politechnique Timişoara, 3,* 3—4, 1—30.

Şt. Nădăşan: (1933) Beitrag zur Untersuchung des Zusammenhanges zwischen der Brinell — und Shore- Härte beim Gusseisen, *Bulletin Scientifique de l'Ecole Politechnique Timişoara, 5,* 1, 3—12.

Şt. Nădăşan: (1937) (1938)Beitrag zur Klärung des Zusammenhanges zwischen den Festigkeitseigenschaften der getrennt gegossenen, dem Gussstück angegossenen und aus dem Gussstück selbst herausgearbeiteten Proben, *Bulletin Scientifique de l'Ecole Politechnique Timişoara* (1937), *7,* 3—4, 1—45; *Die Giesserei* Düsseldorf, *9,* 209—215 (1938).

Şt. Nădăşan: (1938) Contribuţie la studiile Comisiei Internationale a Fontei, *Buletinul Institutului Român pentru Betoane, Construcţii şi Drumuri,* Bucureşti, *10—12,* 2—9.

Şt. Nădăşan: (1938) Influenţa poziţiei epruvetei faţă de piesă la încercări de fontă, *Buletinul Institutului Român pentru Betoane, Construcţii şi Drumuri,* Bucureşti *10,* 12, 10—20.

Şt. Nădăşan: (1939) Rezistenţa dinamică a fontei. *Teză de doctorat* Politehnica din Timişoara, 1. 9—115; *Bulletin Scientifique de l'Ecole Politechnique Timişoara, 9,* 1—2, 140—144; *9,* 3—4, 333—385.

Şt. Nădăşan: (1940) Die Schlagfestigkeit des Gusseisens, *Die Giesserei, Düsseldorf, 15,* 277—284.

Șt. Nădășan, E. Iovițiu: (1956) Contribuții la studiul influenței distanței între reazeme asupra rezistenței la încovoiere a probelor de fontă, Institutul politehnic Timișoara, *Buletin comunicări științifice și tehnice*, 3—15.

* * * (1960) Beitrag zur Klärung des Einflusses der Stützweite beim Biegeversuch von Gusseisen, *Freiberger Forschungs-Hefte, 45*, 80—85.

Șt. Nădășan: (1963) Versuche mit Bremsklötzen aus abgewandeltem phosphorgehaltigem Gusseisen für Eisenbahnwagen, *Deutsche Eisenbahntechnik, 11*, 9, 420—422.

Șt. Nădășan, Al. Țigănoiu: (1964) Studiul influenței fosforului asupra proprietăților mecanice ale fontelor modificate cu silico-calciu și prin barbotare cu azot, ICEM, *Cercetări metalurgice, 6*, 377—383.

2.2. *Comportarea mecanică a sudurilor*

Șt. Nădășan: (1939) Despre tipul, structura, încercarea legăturilor sudate și aplicațiunile sudurii cu arcul electric, *Sudura, 2*, 2—3, 1—20.

Șt. Nădășan: (1940) Sudarea barelor de fier pentru construcțiuni de beton armat, *Sudura, 3*, 1, 1—7.

C. Mikloși, Șt. Nădășan: (1940) Sudarea șinelor de cale ferată, Timișoara — *Sudura, 4*, 1. (1941) *Das Schweissen der Eisenbahnschienen*, Berlin.

Șt. Nădășan: (1941) Influența găurilor, niturilor și a sudurilor asupra rezistenței la obosire a cadrelor, *Sudura, 3*, 3—4.

Șt. Nădășan: (1941) Legătura oxiacetilenică „Nitrogen" pentru sudarea șinelor de cale ferată, *Sudura*, Timișoara, *4*, 3—4.

Șt. Nădășan: (1942) Trei reparații de mașini prin sudură, *Sudura*, Timișoara, *5*, 1.

Șt. Nădășan, Gh. Savii: (1943) Încercări asupra lipiturilor moi, *Sudura, 6*, 3—4, 1—10.

Șt. Nădășan, E. Iovițiu, M. Rațiu, I. Michels: (1958) Cercetări asupra sudării oțelului OLX 52, Academia RPR, *Studii și cercetări — Științe tehnice, 5*, 1—2, 11—32. Issledovanie v oblasti svarki stalei, Academia RPR, *Buletin Naucinoi Informatii, 4*, 3—7.

Șt. Nădășan, E. Iovițiu: (1961) Contribuții la fabricarea vagoanelor de tonaj mare din oțel OLX 52 în construcție sudată, Academia RPR, *Studii și cercetări — Științe tehnice, 8*, 1—2, 7—15.

Șt. Nădășan, E. Iovițiu: (1961) O contribuție la studiul oțelului OLX 52 cu adaos de titan. Academia RPR, *Studii și cercetări — Științe tehnice, 8*, 1—2, 17—30.

Șt. Nădășan, T. Sălăgean, C. Boarnă, V. Safta: (1967) Influența concentrației sursei termice asupra unor însușiri fizico-mecanice ale sudurilor realizate electric prin topire intermediară, *Studii și cercetări de metalurgie, 12*, 1, 187—203.
L'influence de la concentration de la source thermique sur les caracteristiques physiques et mécaniques des joints soudés par étincelage, *Revue roumaine des sciences techniques — Série de métallurgie, 12*, 1, 137—158.

Șt. Nădășan, T. Sălăgean, C. Boarnă, V. Safta: (1968) Cercetări privind sudarea prin topire intermediară a barelor din oțel beton tip PC 90, *Studii și cercetări de metalurgie 13*, 1, 159—170.

2.3. *Oboseala metalelor*

Șt. Nădășan: (1932) Uber einige Ermüdungs- oder Dauerbrüche, *Bulletin Scientifique de l'Ecole Politechnique Timișoara, 4*, 3—4, 3—7.

Șt. Nădășan: (1932) Ruperea unei osii de locomotivă, *Revista Technică CFR*, 3—8.

C. Severineanu, Şt. Nădăşan: (1940) O contribuţie la studiul ruperilor de osii la automotoare, *Bulletin Scientifique de l'Ecole Politechnique Timişoara, 10,* 1—2, 4—14.

Şt. Nădăşan: (1941) Cercetarea pieselor rupte în serviciu, *Buletin al Societăţii Politehnice din România,* Bucureşti, *55,* 5, 74—83.

Şt. Nădăşan, I. Hajdu: (1956) Un aspect nou al rezistenţei la oboseală. Influenţa şocurilor adiţionale repetate asupra rezistenţei la oboseală, Academia RPR, *Studii şi cercetări ştiinţifice, 3,* 1—2, 29—41.

* * * (1957) Der Einfluss stossartiger Überbeanspruchungen auf die Umlauf-Biegewechselfestigkeit, *Stahl u. Eisen, 77,* 16, 1092—1093.

Şt. Nădăşan: (1956) Încercări la oboseală la solicitări ciclice şi combinate asupra oţelurilor pentru osii de vagoane de cale ferată, Academia RPR, Timişoara, *Studii şi cercetări ştiinţifice, 3,* 1—2, 43—55.

Şt. Nădăşan, I. Hajdu: (1958) Influenţa variaţiei raportului dintre frecvenţa şocurilor adiţionale şi a solicitărilor ciclice asupra durabilităţii oţelurilor, Academia RPR Timişoara, *Studii şi cercetări — Ştiinţe tehnice, 5,* 3—4, 9—21.

Şt. Nădăşan: (1960) Betrachtungen über die Dauerhaltbarkeit der Eisenbahnfahrzeugachsen, *Symposium o únave CSVTS,* Praha, 218—237.

Şt. Nădăşan, Al. Bernath, E. Ioviţiu: (1960) Studiul comportării la oboseală a oţelurilor carbon de calitate, fabricate în RPR, Partea I, Academia RPR Timişoara, *Studii şi cercetări — Ştiinţe tehnice, 7,* 1—2, 7—26.
Issledovanie procinosti na ustalosti kacestvennîh uglerodistîh stalei, Vîrabatîvaemîch v RNR, *Buletin Naucinoi Informaţii, 2,* 43—52.

Şt. Nădăşan, B. Horovitz: (1961) Ob uskorennom metode opredeleniia predelia ustalosti po kriticeskomu napriajenniu ustalosti, *Zavodskaia Laboratoria,* Moscova, *27,* 11, 1430—1431.

Şt. Nădăşan, Al. Bernath, E. Ioviţiu, V. Safta: (1961) Studiul comportării la oboseală a oţelurilor carbon de calitate fabricate în RPR. Partea II-a. Oţelurile în stare îmbunătăţită, Academia RPR Timişoara. *Studii şi cercetări — Ştiinţe tehnice, 8,* 3—4, 247—265.

Şt. Nădăşan, B. Rothenstein, B. Horovitz, V. Safta, A. Golea: (1961) Mărirea rezistenţei la oboseală prin acoperiri electrolitice cu un aliaj Ni-Fe, Academia RPR Timişoara, *Studii şi cercetări — Ştiinţe tehnice, 8,* 3—4, 267—270.

* * * (1962)*Consfătuirea de sudură şi încercări de metale,* Timişoara II/2/10.

Şt. Nădăşan, B. Horovitz, B. Rothenstein, V. Safta, A. Golea: (1961) Influenţa compoziţiei stratului de Ni-Fe asupra rezistenţei la oboseală a unui oţel carbon de calitate, Academia RPR Timişoara, *Studii şi cercetări — Ştiinţe tehnice, 9,* 1—2, 29—35.

Şt. Nădăşan, R. Rothenstein, B. Horovitz, V. Safta: (1961) Acélok kifáradási határának növelése galvánikus Ni-Fe bevonatok által, II. Anyagvizsgálo kongresszus elöadásai, Budapest, 65—71.

Şt. Nădăşan, B. Rothenstein, B. Horovitz, V. Safta: (1962) Povîrşenie ustalostnogo soprotivlenia elektrolotoceskim pokrîtiem jelezonikelevîm splavom, *Metallovedenie, 12,* 37—40.

Şt. Nădăşan, A. Bernath, E. Ioviţiu, V. Safta: (1962) Contribuţii la determinarea rezistenţei la oboseală la oţelurile nealiate fabricate în RPR, *Consfătuirea de sudură şi încercări metale, Timişoara,* II/2/9, 3—14.

Şt. Nădăşan, Al. Bernath, I. Hajdu, B. Horovitz, E. Ioviţiu, V. Safta, B. Rothenstein, Al. Ţigănoiu: (1962) Cercetări asupra rezistenţei la oboseală a oţelurilor din RPR. Untersuchung der Dauerfestigkeit von Stählen.

* * * (1962) *Consfătuirea privind problemele mecanice ale oboselii,* Moscova.

* * * (1963) *Metalurgia şi construcţia de maşini, 3,* 229—238.

Șt. Nădășan, B. Rothenstein, B. Horovitz, V. Safta, I. Kremmer, A, Golea: (1963) Influența hidrogenului catodic asupra rezistenței la oboseală a unui oțel carbon acoperit pe cale electrolitică cu nichel, Academia RPR Timișoara, *Studii și cercetări — Științe tehnice, 10,* 2, 241—247.

Șt. Nădășan, L. Boleanțu: (1964) O mașină pentru studiul rezistenței la oboseală a sîrmelor de oțel, ținînd seama de presiunea de contact, ICEM, *Cercetări metalurgice,* București, *6,* 368—376.

* * * (1965) Eine Dauerschwingprüfmaschine für Stahldrähte, *Revue Roumaine des Sciences Techniques, Série de Métallurgie, 10,* 2, 207—218.

Șt. Nădășan, B. Horovitz, B. Rothenstein, I. Kremmer: (1964) Studiul experimental al influenței acoperirilor electrolitice cu Ni-Fe asupra rezistenței la oboseală a epruvetelor cu concentratori, Institutul politehnic Timișoara, *Buletin științific și tehnic, 9*(23), 137—140.

Șt. Nădășan, I. Hajdu, T. Herlescu, D. Cioclov: (1968) Dependența solicitării dinamice adiționale de energia șocurilor și de încărcarea statică la probe de oboseală, *Studii și cercetări de metalurgie, 13,* 2, 267—276.

2.4. *Fragilitatea metalelor*

L. Gillemot, Șt. Nădășan: (1961) Schlag-Zerreisversuch an gekerbten Proben, *Acta tehnica,* Budapesta, *35—36,* 197—209.

Șt. Nădășan, V. Safta: (1965) Contribuții la determinarea lucrului mecanic specific de rupere la încercarea de tracțiune statică, *Construcția de mașini,* București, *6—7,* 345—352; *Conferința de sudură și încercări de metale,* Timișoara, 135—147.

Șt. Nădășan, L. Boleanțu, M. Fischer: (1967) Influența factorilor geometrici a concentratorilor de descărcare asupra rezistenței la rupere statică a unor oțeluri, *Studii și cercetări de metalurgie, 12,* 2, 361—382.
Der Einfluss der Geometrie der Entlastungskerben auf die Bruchfestigkeit einiger Stähle, *Revue roumaine des sciences techniques — Série de métallurgie, 12,* 1, 87—108.

2.5. *Dimensionarea în construcția de mașini*

Șt. Nădășan: (1942) Introducerea în calculul îmbinărilor sudate, *Sudura, 5,* 2—3—4, 3—42.

Șt. Nădășan: (1955) Calculul îmbinărilor sudate, *Conferința de sudură și încercări de metale,* Timișoara, 87—113.

Șt. Nădășan, Al. Bernath: (1965) Considerații asupra valorilor numerice ale mărimilor folosite pentru dimensionarea la oboseală, *Conferința de sudură și încercări de metale Timișoara,* volum suplimentar. *Încercări de metale,* 3—48.

* * * (1966) Betrachtungen über die Zahlenwerte der für die Bemessung auf Ermüdung verwendeten Versuchsgrössen.

Șt. Nădășan, M. Rațiu: (1966) Considerații asupra folosirii raționale a oțelurilor în construcția de mașini. *Construcția de mașini, 18,* 3, 125—133.

* * * (1966) ICEM — *Cercetări metalurgice, 8,* 291—305.

2.6. *Diverse*

C. C. Teodorescu, Șt. Nădășan: (1939) Über den zahlenmässigen Vergleich der Steigerung in Walzprofilen. *IV. Internationale Schienentagung — 4/3,* 1—4.

Șt. Nădășan: (1948) Topirea fontei în cubilouri cu adause de oțel, *Analele CFR,* București, 3—10.

Şt. Nădăşan, E. Ioviţiu, M. Raţiu, I. Michels (1956) Contribuţii la studiul nitrurării oţelurilor, Academia RPR Timişoara, *Studii şi cercetări ştiinţifice, 3,* 1—2, 57—67.

Şt. Nădăşan: (1956) Încercări de înlocuire a cocsului de turnătorie prin antracit, la topiri în cubilouri, Institutul politehnic Timişoara, Buletin „*Comunicări ştiinţifice şi tehnice*" *2,* 3—8.

Şt. Nădăşan, L. Kovats: (1957) Cercetări statistice asupra unui aspect al corelaţiei între viteza de topire şi procentul de cocs la un cubilou, Institutul politehnic Timişoara, *Buletinul ştiinţific şi tehnic, 2,* (16), 2, 99—104.

3. Articole tehnice

3.1. *Activitatea laboratoarelor de încercări*

Şt. Nădăşan: (1936) Încercări de control pentru beton, *Buletin Institutul român de betoane, construcţii şi drumuri,* Bucureşti, 10—12.

Şt. Nădăşan: (1941) Încercarea fontei în caietele noastre de sarcini. *Buletinul Societăţii Politehnice din România,* 55, 6, 84—108.

Şt. Nădăşan: (1955) Încercările şi controlul construcţiilor sudate. *Consfătuirea de sudură şi încercări de metale,* Timişoara, 235—253.

Şt. Nădăşan: (1955) Maşini de încercat la oboseală, *Consfătuirea ASIT* — Bucureşti, 31—40.

Şt. Nădăşan, Gh. Buzdugan: (1956) Înzestrarea laboratoarelor de încercări de materiale cu utilaje fabricate în ţară, *Consfătuirea de sudură şi încercări de metale,* Timişoara, *5,* 2, 437.

Şt. Nădăşan: (1956) Progresele recente în domeniul încercărilor de metale, *Consfătuirea de sudură şi încercări de metale,* Timişoara, *2,* 339—373.

Şt. Nădăşan: (1958) Încercările mecanice pentru controlul îmbinărilor sudate, *Metalurgia şi construcţia de maşini,* Bucureşti, *2,* 14—20.

Şt. Nădăşan: (1959) Rolul laboratorului de uzină în procesul de producţie, *Consfătuirea de sudură şi încercări de metale,* Timişoara, *1,* 21—27.

Şt. Nădăşan: (1961) Importanţa laboratoarelor de uzină la introducerea tehnicii noi, *Standardizarea, 13,* 2, 54—59.

Şt. Nădăşan: (1964) Consideraţii asupra stadiului cercetărilor pentru evidenţierea susceptibilităţii la ruperea casantă a oţelurilor în RPR, *Construcţia de maşini,* Bucureşti, *16,* 2, 59—67.

Şt. Nădăşan, L. Boleanţu: (1965) *Studii şi cercetări de rezistenţă şi încercări de materiale* (1923—1965). Editura didactică şi pedagogică, Bucureşti.

Şt. Nădăşan: (1965) Aspecte din dezvoltarea cercetărilor din Republica Populară Română asupra ruperii prin oboseală şi a ruperii fragile.
Einige Gesichtspunkte der Forschungsentwicklung in der Rumänischen Volksrepublik bezüglich des Dauerschwing- und des Sprödbruches, *Conferinţa de sudură şi încercări de metale,* Timişoara, 5—22.

3.2. *Monografii*

Şt. Nădăşan: (1927) Turnătoria de fontă şi de bronz a Atelierelor CFR Timişoara, *Buletin Soc. Politehnice,* Bucureşti.

Şt. Nădăşan: (1935) *Ştiinţa inginerească din 1580* — Editura Bucovina, Bucureşti.

Şt. Nădăşan: (1936) Frecarea, ungerea, materialelor de uns şi materialele de antifricţiune. *Arte şi Meserii,* Galaţi, 207—212.

Șt. Nădășan: (1937) Istoricul perfecționării proceselor de prelucrare și cunoașterea diferitelor materiale în decursul timpului. *Arte și Meserii*, Galați, 217—222.
Șt. Nădășan: (1938) Congresul Internațional de Șine, Düsseldorf (1938). *Sudura*, Timișoara, *2*, 1, 3—7.
Șt. Nădășan: (1947) Din trecutul ingineriei, *Buletin informativ CFR, 16*, 1—8.
Șt. Nădășan, E. Gheorghiu, I. Mețiu: (1957) Despre eficacitatea muncii de cercetare științifică în domeniul tehnicii și al proiectărilor. *Lupta de clasă*, București, 2.
Șt. Nădășan, A. Kottlar: (1958) Realizări în domeniul sudării în RPR. *Metalurgia și construcția de mașini*, București. *11—12*, 4—12.
Réalisation dans le domaine du soudage en Roumanie, *Soudage et Techn. Connexe*, Paris.
Șt. Nădășan: (1958) Cercetarea tehnico-științifică din Republica Populară Română în ajutorul producției. *Analele Academiei RPR, 8*, 110—112; (1960) 11—12.
Șt. Nădășan: (1958) Modernizarea mașinilor și utilajelor în RPR, *Tehnica Nouă*, București, 145—152.
Șt. Nădășan: (1958) Noul în tehnica țării noastre în 1958. *Almanahul Tehnica și Știința*.
Șt. Milcu, Șt. Nădășan: (1958) Pentru legarea strînsă a cercetării științifice cu practica. *Lupta de clasă*, 12, 38—47.
Șt. Nădășan: (1962) Unele probleme de tehnică nouă în domeniul electronicii de curenți tari, *Standardizarea*, București, *6—7*.
Șt. Nădășan: (1963) Die Anwendung der Politik auf dem Gebiet der Wissenschaft und Technik im Hinblick auf die *Entwicklung der Wirtschaft*. O.N.U. Genéve.
Șt. Nădășan: (1965) Sudura în Republica Populară Română. La technique de soudage dans la Republique Populaire Roumaine, *Construcția de mașini, 17*, 6—7, 293—294.
Șt. Nădășan, T. Sălăgean: (1965) Activitatea academicianului C. Mikloși în promovarea științei și tehnicii românești. Die Tätigkeit Akademiemitgliedes Corneliu Mikloși zur Förderung der Rumänischen Wissenschaft und Technik. *Conferința de sudură și încercări de metale — Timișoara*, 5—18.

INFLUENȚA AZOTULUI CA ELEMENT DE ALIERE ÎN OȚELURILE CU 0,1—0,2% CARBON ȘI ADAOSURI MICI DE VANADIU SAU NIOBIU*)

N. DRĂGAN, M. COSTESCU, A. MORȚUN, MINODORA IACOB

În lucrarea de față a fost studiată influența microalierii cu azot și vanadiu sau, respectiv, cu azot și niobiu asupra caracteristicilor mecanice și a unor caracteristici tehnologice ale oțelurilor cu 0,1 ... 0,2% C, 1,2 ... 1,6% Mn și 0,2 ... 0,4% Si. Cercetările efectuate au permis stabilirea conținuturilor optime în elementele de microaliere (N, V, Nb) pentru care se obține o îmbunătățire a caracteristicilor de rezistență fără a fi influențate negativ caracteristicile de plasticitate și tenacitate ale clasei respective de oțeluri. Totodată, prin cercetări de microscopie optică (la temperatura ambiantă și la temperaturi ridicate) și microscopie electronică, au fost aduse contribuții la explicarea mecanismului prin care microalierea cu azot, vanadiu și niobiu influențează asupra caracteristicilor mecanice ale oțelurilor.

Cu toate că oțelurile de construcție aliate cu azot și vanadiu tind să capete o largă aplicare industrială, o serie de probleme referitoare la aceste oțeluri nu au fost rezolvate. Astfel, de exemplu, nu există un punct unic de vedere asupra conținutului de azot și vanadiu. Unii cercetători [1] consideră că aceste oțeluri trebuie să conțină 0,1—0,13% V ; 0,02% N și 0,02% Al, în alte lucrări se apreciază că azotul să fie de 0,018—0,021% [2] sau, respectiv, conținuturi pînă la 0,03% N și pînă la 0,2% V [3], în timp ce în lucrarea [4] se prezintă date din care rezultă că un conținut mai mare de 0,015% N conduce la o bruscă micșorare a rezilienței și creșterea temperaturii de tranziție de la ruperea tenace la ruperea fragilă.

În ceea ce privește oțelurile aliate simultan cu azot și niobiu, datele prezentate în literatură sînt insuficiente pentru clarificarea problemei conținutului optim în aceste elemente, singurele date mai sistematice fiind cele prezentate în lucrarea [5]. De asemenea, nu a fost pe deplin rezolvată problema influenței alierii cu azot și vanadiu sau, respectiv, cu niobiu, asupra

*) Comunicare prezentată la cel de al II-lea Simpozion international de metalurgie fizică și tratamente termice — Varna, Bulgaria, 12—15 mai 1969.

susceptibilității la îmbătrînire, comportarea grăuntelui austenitic la încălzire, stabilitatea austenitei subrăcite ș.a.

Luîndu-se în considerare importanța acestor oțeluri, care pot obține în urma microalierii cu azot și vanadiu sau, respectiv, cu niobiu, o limită de curgere de minimum 45 kgf/mm² în stare normalizată, a rezultat necesitatea efectuării unor cercetări sistematizate în vederea lămuririi aspectelor menționate mai sus.

Cercetările care fac obiectul prezentei lucrări au fost efectuate pe oțeluri a căror compoziție este redată în *tabela 1* și care au fost elaborate într-un cuptor cu inducție de 50 kg. În șarjele din grupa I nu a fost introdus azot, conținutul de cca 0,004%N determinat în aceste oțeluri constituind azotul rezidual provenit din procesul de elaborare. În șarjele din grupa a II-a conținutul de azot a fost de 0,01—0,014%, în cele din grupa a III-a de 0,017—0,019%, iar în șarjele din grupa a IV-a a fost de 0,02—0,021%. În cadrul fiecărei grupe a fost elaborată cîte o șarjă fără adaosuri de V sau Nb și cîte două șarje cu adaos de V și două șarje cu adaos de Nb. Conținuturile de Nb de cca 0,035% pentru jumătate din șarjele aliate cu N plus Nb și, respectiv, de cca 0,06% pentru restul de șarje, au fost alese în baza datelor din lucrarea [6] în care se arată că efectul cel mai mare de creștere

Tabela 1

Compoziția chimică a oțelurilor studiate

Grupa	Nr. conv. al șarjei	Elemente, %						
		C	Mn	Si	Al	V	Nb	N
I	1	0,15	1,25	0,26	0,013	—	—	—
	2	0,16	1,21	0,31	0,008	0,073	—	—
	3	0,16	1,43	0,33	0,010	0,13	—	—
	4	0,18	1,36	0,33	0,030	—	0,026	—
	5	0,18	1,32	0,36	0,022	—	0,046	—
II	6	0,18	1,35	0,31	0,023	—	—	0,010
	7	0,16	1,24	0,44	0,030	0,075	—	0,012
	8	0,19	1,33	0,31	0,026	0,13	—	0,013
	9	0,15	1,30	0,27	0,015	—	0,032	0,014
	10	0,18	1,17	0,32	0,010	—	0,053	0,012
III	11	0,18	1,25	0,34	0,018	—	—	0,018
	12	0,16	1,29	0,41	0,013	0,10	—	0,017
	13	0,16	1,22	0,36	0,012	0,195	—	0,019
	14	0,17	1,21	0,40	0,026	—	0,035	0,018
	15	0,17	1,29	0,41	0,011	—	0,06	0,018
IV	16	0,16	1,22	0,33	0,024	—	—	0,021
	17	0,17	1,21	0,33	0,012	0,075	—	0,020
	18	0,16	1,17	0,39	0,018	0,13	—	0,021
	19	0,16	1,32	0,53	0,030	—	0,034	0,021
	20	0,17	1,33	0,54	0,037	—	0,058	0,020

Obs.: în șarjele grupei I conținutul rezidual de azot a fost de cca 0,005%.

a limitei de curgere se constată la creșterea conținutului de Nb de la 0,01 pînă la 0,03%, deși durificarea prin dispersie continuă, dar cu un efect suplimentar neînsemnat, duce la creșterea conținutului de Nb pînă la 0,07%. Alegerea conținuturilor V de 0,075% și, respectiv, de 0,13% s-a făcut pe aceleași considerente, în baza rezultatelor obținute de cercetătorii japonezi Asono și Suseki (citați după [7]).

Lingourile au fost forjate și apoi laminate în platbande cu grosimea de 12 mm. Intervalul temperaturilor de prelucrare prin deformare plastică a fost cuprins între 1 100 ... 875 °C. Proprietățile mecanice au fost determinate pe probe în stare laminată, cu temperatura de sfîrșit de laminare de 950° sau, respectiv, de 875 °C, cît și pe probe în stare normalizată. În prezenta lucrare vor fi analizate numai proprietățile obținute în stare normalizată la 920 °C, cele obținute în stare laminată fiind deja comunicate în lucrarea [8]. În ceea ce privește tratamentul de normalizare, acesta a fost verificat la temperaturile de 880°, 920° și, respectiv, de 950 °C, cu durata de menținere de 1 h.

În majoritatea cazurilor odată cu creșterea temperaturii de normalizare de la 880° la 920° și, respectiv, de la 920° la 950 °C, s-a constatat o tendință de micșorare a rezilienței, cu sau fără o creștere a rezistenței.

Tabela 2

Proprietățile mecanice ale oțelurilor studiate în stare normalizată la 920 °C

Grupa	Nr. conv. al șarjei	R_c Kgf/mm²	R Kgf/mm²	A_5 %	*KCU* (kgfm/cm²) la temperatura de :	
					20°	—40°
	1	35	48	32,5	31,5	25,5
	2	44,5	57	29,5	17	13
I	3	46	58,5	25	14	10,5
	4	41	51	30	24,5	17,5
	5	39,5	52,5	31	25	19
	6	40	54	29,5	23,5	18
	7	48,5	64	24	19	13
II	8	48	63	26,5	17,5	13
	9	42,5	56	28,5	25	17,5
	10	40,5	54,5	29,5	21,5	19
	11	42,5	57	29,5	22,5	15,5
	12	48,5	63	25	19	13
III	13	47,5	60,5	29	17	13,5
	14	45	56,5	29,5	20,5	17,5
	15	44	58	29	19,5	17,5
	16	42	56,5	29	21	13
	17	47	63,5	27,5	18,5	13
IV	18	49,5	61,5	26,5	15,5	12,5
	19	47	60,5	28,5	16,5	15
	20	47	59,5	29	18	15

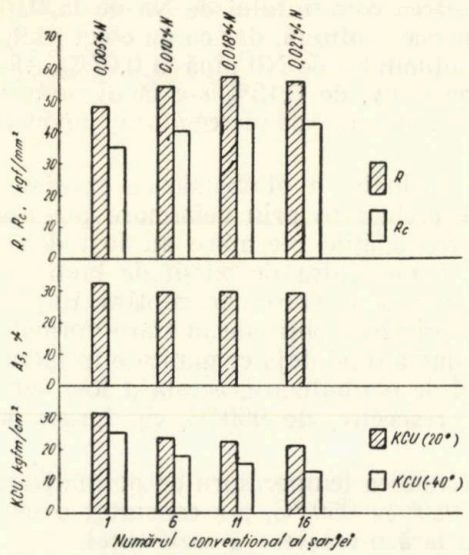


Fig. 1. Proprietățile mecanice ale oțelurilor cu 0,15—0,18% C, 1,3% Mn și conținuturi diferite de azot.

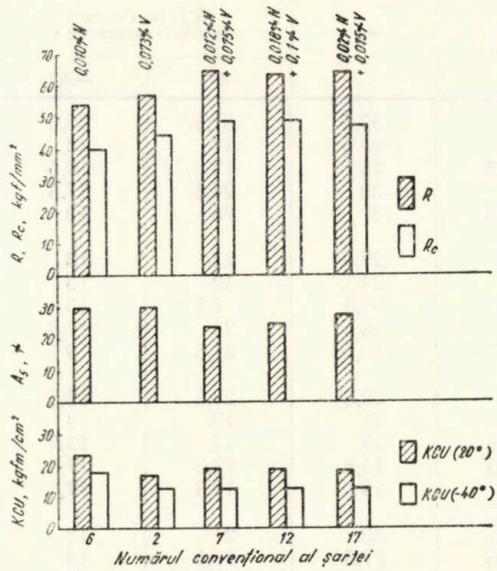


Fig. 2. Proprietățile mecanice ale oțelurilor cu 0,15—0,18% C, 1,3% Mn, 0,075% V și conținuturi diferite de azot.

Față de această situație și cu mențiunea că aproape în toate cazurile micșorarea rezilienței s-a constatat la creșterea temperaturii de la 920° la 950 °C, rezultă că temperatura optimă de normalizare este de 920 °C. Din acest considerent analiza în continuare a caracteristicilor mecanice ale acestor oțeluri se va face în baza valorilor obținute în urma normalizării la 920 °C, valori care sînt prezentate în *tabela 2* și în *figurile 1—5.*

Analiza și comportarea caracteristicilor mecanice obținute a fost îngreuiată uneori din cauza variației de la o șarjă la alta a conținutului de C și Mn, variație care a mascat într-o oarecare măsură influența alierii cu N, V sau Nb. Totuși, examinînd valorile caracteristicilor mecanice prezentate în *figura 1,* se constată că introducerea în oțelurile carbon a 0,01—0,02% N determină o creștere a valorilor proprietăților de rezistență cu 5—9 kgf/mm², însoțită de o micșorare neînsemnată a alungirii relative și o micșorare considerabilă a rezilienței, îndeosebi în cazul determinării acesteia la —40 °C.

In ceea ce privește variația caracteristicilor mecanice în funcție de conținutul de N, se observă că în timp ce proprietățile de rezistență cresc relativ neînsemnat cu creșterea conținutului în azot de la 0,01 pînă la 0,02%, iar alungirea relativă practic nu se modifică, reziliența se micșorează continuu cu variația conținutului în N de la 0,005 la 0,021%, între valorile rezilienței și conținutul în N constatîndu-se o corelație directă.

Alierea simultan cu azot și vanadiu a oțelurilor cu cca 0,15% C determină o îmbunătățire suplimentară a proprietăților de rezistență față de rezistența oțelurilor aliate numai cu azot sau numai cu vanadiu (*fig. 2* și *3*). Reziliența acestor oțeluri este mai mică decît a oțelurilor microaliate numai cu 0,01% N, dar este egală cu reziliența oțelului cu 0,021% N și mai ridicată decît reziliența oțelurilor aliate numai cu vanadiu (*fig. 3*).

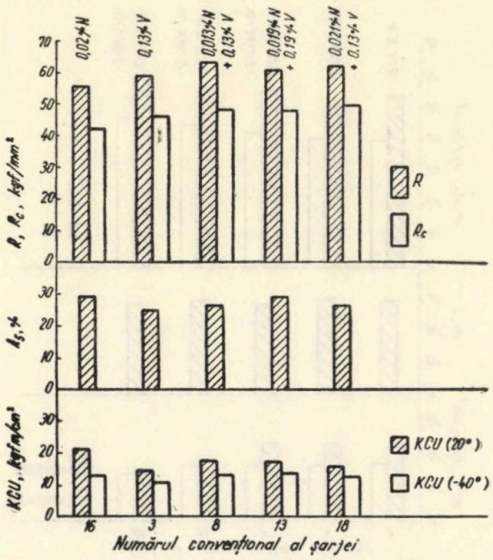


Fig. 3. Proprietățile mecanice ale oțelurilor cu 0,15—0,18% C, 1,3% Mn, 0,13% V și conținuturi diferite de azot.

O constatare deosebit de importantă rezultă din analiza și compararea rezultatelor prezentate în *figurile 2* și *3* și anume că în intervalul cercetat de variație a conținuturilor de N și, respectiv, de V, atît proprietățile de rezistență cît și reziliență nu variază în funcție de variația conținutului acestor elemente.

Alierea simultană cu azot și niobiu determină, în comparație cu alierea numai cu azot sau numai cu niobiu, o creștere a caracteristicilor de rezistență și practic nu influențează proprietățile de plasticitate (*fig. 4* și *5*). În ceea ce privește reziliența oțelurilor aliate cu azot și niobiu, aceasta are valori mai ridicate decît reziliența oțelurilor fără niobiu dar cu același conținut de azot, așa după cum rezultă din compararea datelor de mai jos:

Tipul de oțel	$KCU_{-40°}$ (kgfm/cm²) la conținutul de azot de:		
	0,01%	0,018%	0,021%
oțeluri cu azot	18	15,5	13
oțeluri cu azot și niobiu: — 0,03% Nb	17,5	17,5	15
— 0,06% Nb	19	17,5	15

În cazul oțelurilor aliate cu Nb și azot, spre deosebire de cazul alierii cu vanadiu și azot, odată cu creșterea conținutului în azot se constată o creștere continuă a rezistenței la rupere și a limitei de curgere și, respectiv, o scădere a rezilienței, fapt ce arată că influența alierii simultane cu azot

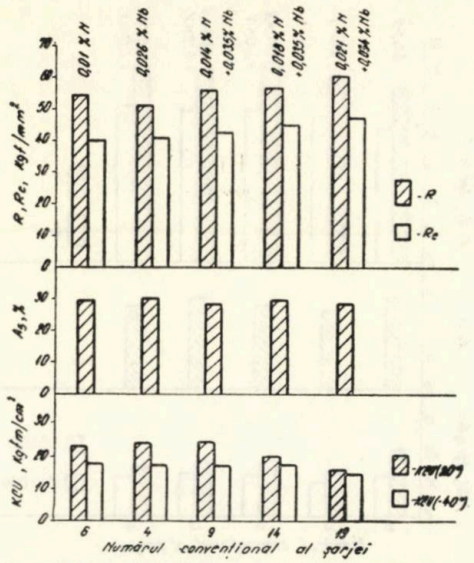


Fig. 4. Proprietățile mecanice ale oțelurilor cu 0,15—O,18% C, 1,3% Mn, 0,033% Nb și conținuturi diferite de azot.

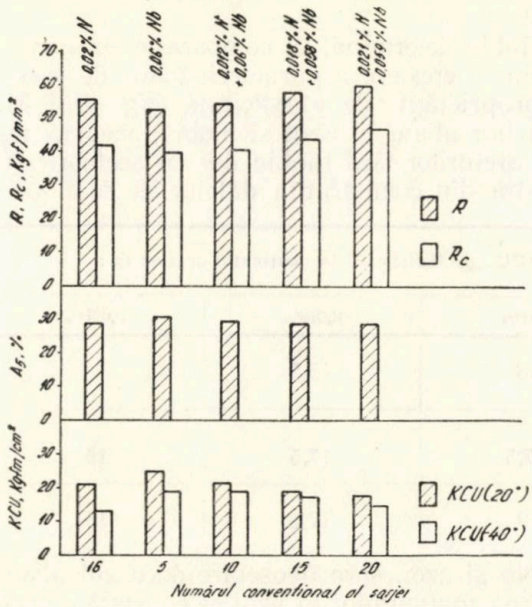


Fig. 5. Proprietățile mecanice ale oțelurilor cu 0,15—θ, 18% C, 1,3% Mn, 0,06% Nb și conținuturi diferite de azot.

și vanadiu sau, respectiv, cu niobiu, asupra caracteristicilor mecanice, se realizează prin mecanisme diferite.

Temperatura de tranziție de la ruperea tenace la ruperea fragilă, determinată prin încercări seriale de reziliență pe epruvete de tip Mésnager la temperaturile de 40, 20, 0, —20, —40, —70 și —120 °C, este redată în *tabela 3*. Tot în această tabelă sînt prezentate și valorile criteriului de susceptibilitate la îmbătrînire mecanică „*C*", determinat în baza valorilor rezilienței la —40 °C, pe epruvete normale sau îmbătrînite la 250 °C după aplicarea unei deformații la rece de 10%, după formula :

$$C = \frac{K_0 - K_1}{K_0} \cdot 100$$

unde K_0 este reziliența la —40 °C a epruvetelor neîmbătrînite mecanic, iar K_1 este reziliența la —40 °C a epruvetelor îmbătrînite mecanic.

Analiza acestor date arată că alierea cu azot, azot și vanadiu sau cu azot și niobiu determină creșterea temperaturii critice de tranziție și că această creștere este cu atît mai mare cu cît mai mare este conținutul în elemente de aliere adăugat în oțel. Totodată se remarcă faptul că oțelurile aliate cu Nb au o temperatură de tranziție mai coborîtă decît cele aliate cu V, indiferent dacă oțelurile sînt sau nu aliate suplimentar și cu azot.

Tabela 3

Valorile temperaturilor de tranziție din stare tenace în stare fragilă (T_{cr}) și ale criteriului susceptibilității la îmbătrînire mecanică (C)

Tipul de oțel	T_{cr}, °C	C, %
0,15% C	−135	56
C+0,01% N	−120	57
C+0,018% N	−110	65
C+0,13% V	− 30	83
C+0,03% Nb	−105	54,5
C+0,13% V+0,013% N	− 80	50
C+0,10% V+0,017% N	− 85	34
C+0,19% V+0,019% N	− 75	30
C+0,032% Nb+0,014% N	−125	47
C+0,035% Nb+0,018% N	−100	51

În ceea ce privește susceptibilitatea la îmbătrînire mecanică se constată că oțelurile aliate cu azot și niobiu și, îndeosebi, cele aliate cu azot și vanadiu sînt evident mai puțin susceptibile la îmbătrînire decît cele care conțin numai azot sau numai vanadiu sau niobiu și chiar decît oțelul de referință cu cca 0,15% C.

Din analiza datelor prezentate cu privire la influența alierii oțelurilor de construcție cu azot sau cu azot și vanadiu sau, respectiv, cu niobiu, se pot afirma următoarele :

— în cazul alierii numai cu azot sau în cazul alierii simultane cu azot și niobiu variația caracteristicilor mecanice este dependentă de conținutul în azot, pe cînd în cazul alierii cu azot și vanadiu atît rezistența, cît și reziliența, practic nu variază cu creșterea conținutului în azot de la 0,01 la 0,021%;

— valorile caracteristicilor mecanice ale oțelurilor aliate cu azot și vanadiu sau, respectiv, cu niobiu, în mod practic nu s-au modificat odată cu creșterea conținutului în vanadiu de la 0,07 la 0,19% sau, respectiv, a conținutului de niobiu de la 0,03 la 0,06% ;

— la valori aproximativ egale ale caracteristicilor de rezistență oțelurile aliate cu azot și niobiu posedă caracteristici de plasticitate și reziliență superioare celor obținute la oțelurile aliate cu azot și vanadiu, după cum rezultă din datele de mai jos :

	R, kgf/mm²	R_c, kgf/mm²	A_5, %	$KCU_{-40°}$, kgfm/cm²
oțel cu 0,01—0,02% N și 0,07—0,19% V	60,5—64	47—49,5	24—29	12,5—13,5
oțel cu 0,02% N și 0,03—0,06% Nb	60	47	29	15

În concluzie la cele expuse mai sus, rezultă că pentru obținerea unei limite de curgere mai mare de 45 kgf/mm^2 și a unor proprietăți satisfăcătoare de plasticitate și tenacitate în cazul oțelurilor aliate cu vanadiu și azot, conținutul de azot poate varia între 0,01—0,02%, pe cînd în cazul oțelurilor aliate cu niobiu și azot, conținutul în azot trebuie să fie de 0,02—0,025%. În ceea ce privește conținuturile de vanadiu și, respectiv, niobiu, acestea se recomandă să fie la limitele 0,08—0,13% V și, respectiv, 0,03—0,06% Nb, întrucît o creștere a conținutului în aceste elemente poate conduce la înrăutățirea plasticității și a rezilienței și la creșterea temperaturii de tranziție de la ruperea tenace la ruperea fragilă.

Influența alierii cu azot, vanadiu și niobiu asupra microstructurii oțelurilor cu cca 0,15%C

Toate cercetările privind mecanismul prin care alierea cu azot, vanadiu sau niobiu influențează asupra caracteristicilor mecanice au pornit de la analiza relației lui Petch [9]:

$$\sigma_y = \sigma_0 + K_y \cdot d^{-1/2}$$

unde :

σ_y — limita de curgere inferioară ;
σ_0 — rezistența opusă la deplasarea dislocațiilor libere în rețeaua cristalină ;
K_y — coeficient care depinde de gradul de blocare a dislocațiilor de către atomii dizolvați în rețeaua cristalină ;
d — diametrul mediu al grăuntelui de ferită.

În cazul alierii cu niobiu W. B. Morrison [6], [10] și Meyer Lutz [11] au arătat că influența niobiului asupra limitei de curgere și a temperaturii de tranziție se explică nu atît prin finisarea grăuntelui de ferită ci este determinată îndeosebi de creșterea rezistenței rețelei cristaline la mișcarea dislocațiilor libere, ca o consecință a durificării feritei prin precipitarea unor particule foarte fine de carbonitruri de niobiu, adică prin creșterea valorii componentei σ_0. În ceea ce privește oțelurile aliate cu azot și vanadiu, deși rolul precipitărilor de vanadiu nu poate fi neglijat, totuși Vogels, König și Piel [12] afirmă că finisarea grăuntelui feritic este principala cauză a creșterii limitei de curgere.

Trecînd la analiza modului cum influențează azotul, vanadiul sau niobiul, introduse singular sau simultan în aceste oțeluri, în urma cercetărilor efectuate la microscopul pentru temperaturi înalte, a rezultat că alierea simultană cu azot și vanadiu sau cu azot și niobiu conferă grăuntelui austenitic al acestor oțeluri o stabilitate deosebit de mare chiar în cazul încălzirii cu durate de pînă la 5 h la temperatura de 1 100 °C (*fig. 6*). Alierea numai cu azot sau numai cu vanadiu sau, respectiv, cu niobiu, deși nu are același efect, consecință a unei stabilități termice mai mici a nitrurilor de aluminiu (în cazul alierii numai cu azot) sau a carburilor de vanadiu sau nio-

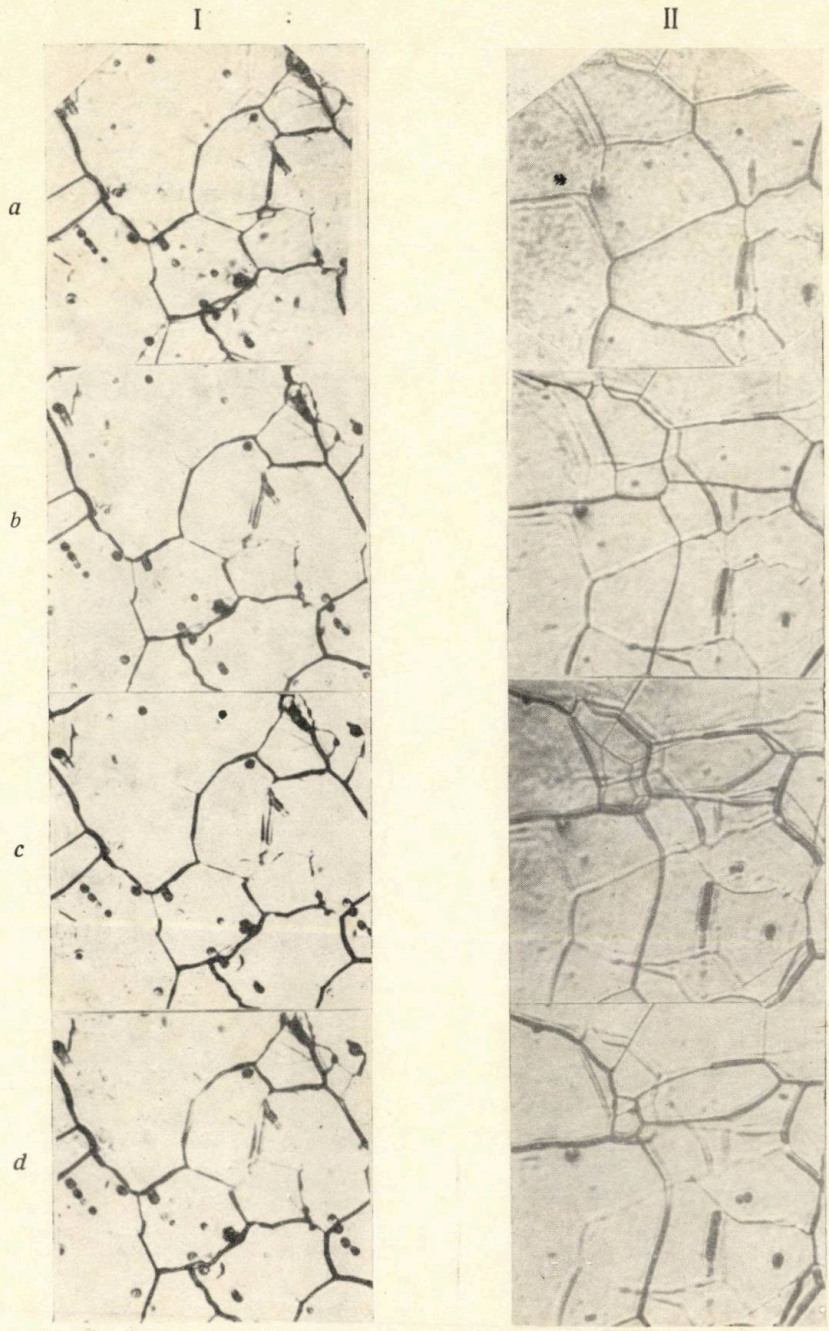


Fig. 6. Variația grăuntelui austenitic al oțelului cu 0,16% C și 0,13% V(I) și al oțelului cu 0,16% C, 0,19% V și 0,019% N(II) după încălzirea la 1 100 °C, timp de:

a — 1 h; *b* — 2 h; *c* — 3 h; *d* — 5 h.

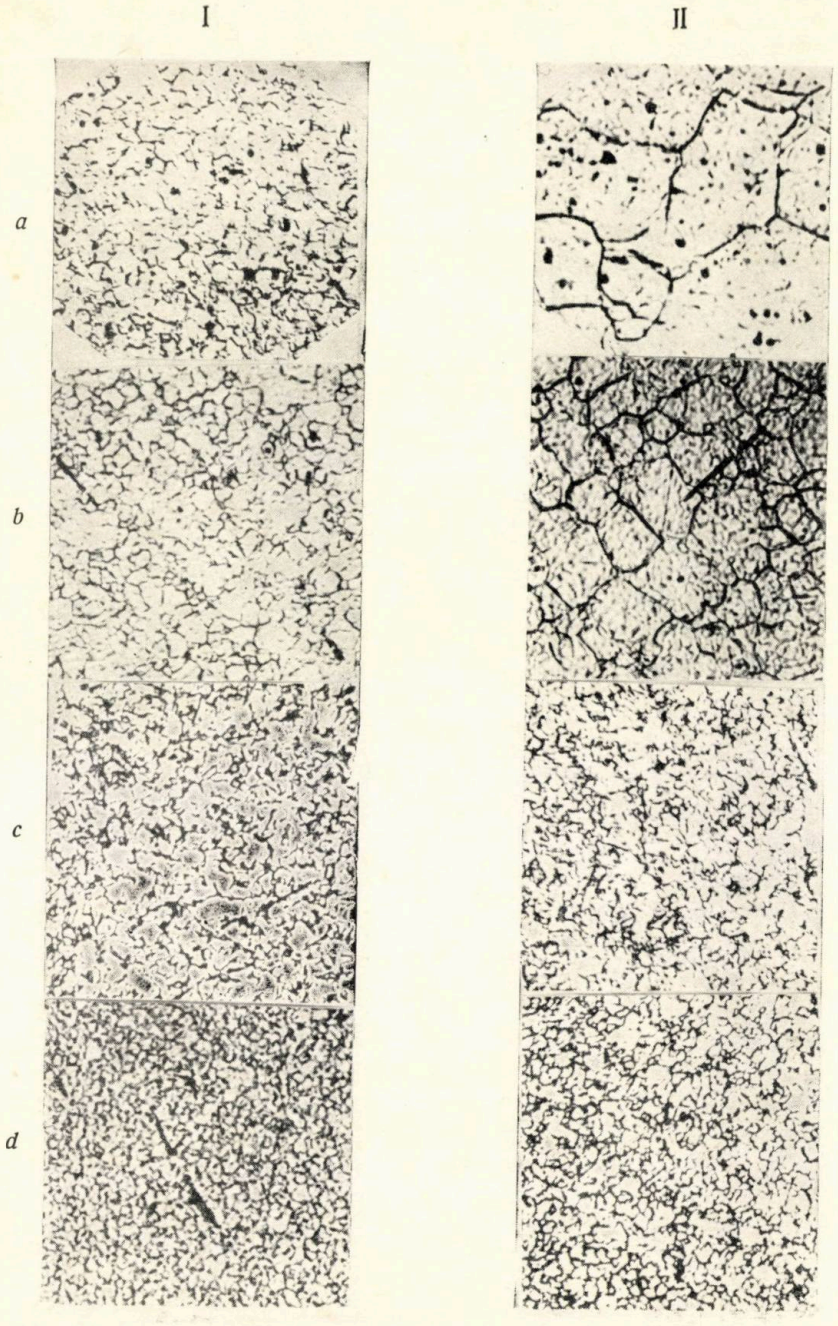


Fig. 7. Grăuntele austenitic după încălzirea timp de 1 h la 880 °C (I) și după încălzirea suplimentară de 1 h la 950 °C (II) a probelor din oțelurile: *a* — 0,16% C; *b* — 0,16% C+0,13% V; *c* — 0,18% C+0,01% N; *d* — 0,18% C; 0,012%N+0,058% Nb.

biu (în cazul alierii numai cu vanadiu sau niobiu), totuși menține un grăunte austenitic foarte fin în cazul încălzirii la temperatura de maximum 950 °C (punctaj 9—11 după ASTM — *fig. 7*).

Ca urmare a acestui fapt grăuntele feritic obținut în urma laminării și, îndeosebi, cel obținut în urma normalizării acestor oțeluri este deosebit de fin. Finisarea grăuntelui feritic al acestor oțeluri se reflectă în mod calitativ în creșterea limitei de curgere (*fig. 8*). Din examinarea acestui grafic se constată că în cazul acestor oțeluri între diametrul grăuntelui feritic și limita de curgere în stare normalizată există o corelație satisfăcătoare doar din punct de vedere calitativ.

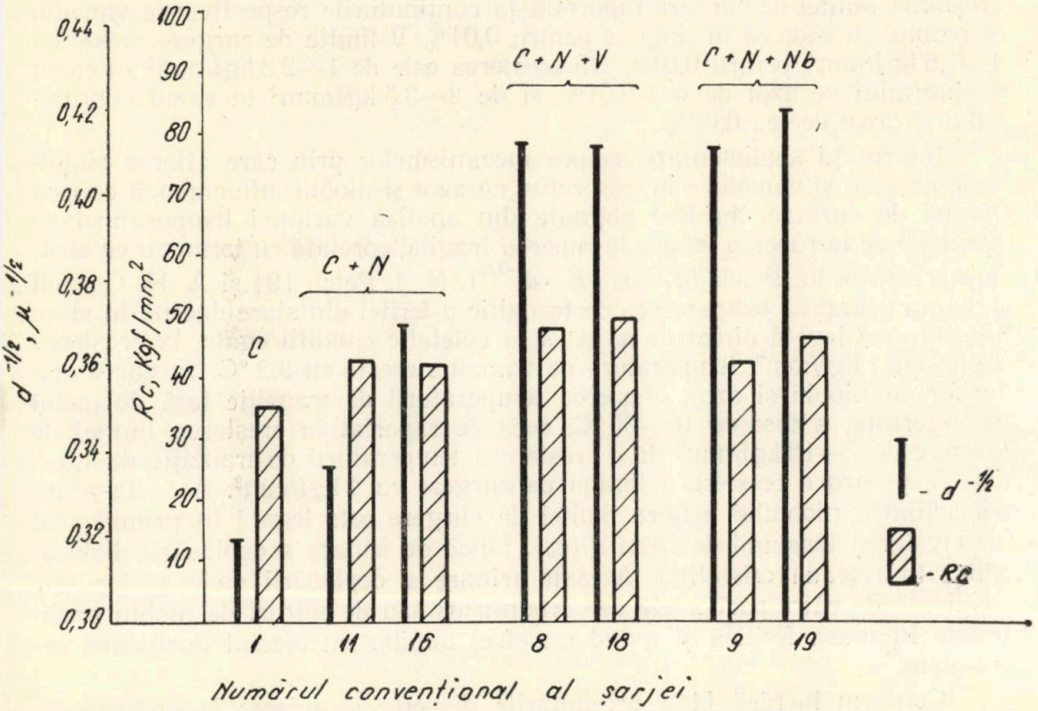


Fig. 8. Influența alierii cu azot, vanadiu sau niobiu asupra limitei de curgere și mărimii grăuntelui feritic (exprimată prin factorul $Kyd^{-1/2}$) ale oțelurilor cu 0,15—0,18% C și 1,3% Mn.

Cantitativ se constată că deși grăuntele feritic al oțelurilor cu niobiu și azot este mai fin decît al oțelurilor cu vanadiu și azot, totuși limita de curgere a oțelurilor cu vanadiu și azot este mai ridicată decît a oțelurilor cu niobiu și azot. De exemplu, comparînd între ele șarjele 8 și 9 care au același conținut în azot și aproximativ aceeași granulație, se constată că

șarja 8 (V+N) are limita de curgere cu 4,5 kgf/mm² mai mare decît șarja 9 (Nb+N). Acest fapt demonstrează că în cazul alierii cu azot și vanadiu creșterea limitei de curgere nu se datorește exclusiv, după cum se afirmă în lucrarea [12], finisării grăuntelui feritic prin intermediul inserțiilor fine de nitruri care blochează creșterea grăuntelui austenitic.

Pe de altă parte, datele obținute arată că în stabilirea valorii minime a limitei de curgere (σ_y), la aceeași mărime a grăuntelui feritic, factorii σ_0 și K_y au în cazul oțelurilor cu vanadiu și azot o valoare mai mare decît în cazul oțelurilor cu niobiu. Aici trebuie reținut însă faptul că conținutul în vanadiu este sensibil mai mare decît conținutul în niobiu. Dacă se compară creșterea limitei de curgere raportată la conținuturile respective de vanadiu și niobiu, se vede că în timp ce pentru 0,01% V limita de curgere crește cu 1—1,6 kgf/mm², pentru 0,01% Nb creșterea este de 1—2,3 kgf/mm² în cazul conținutului de azot de cca 0,01% și de 2—3,5 kgf/mm² în cazul conținutului de azot de cca 0,02%.

Informații suplimentare asupra mecanismelor prin care alierea simultană cu azot și vanadiu sau, respectiv, cu azot și niobiu influențează asupra limitei de curgere, au fost obținute din analiza variației temperaturii de tranziție de la ruperea tenace la ruperea fragilă, corelată cu termenii ce alcătuiesc relația lui Petch ($\sigma_y=\sigma_0+K_y \cdot d^{-1/2}$). N. J. Petch [9] și A. H. Cottrell [13] au arătat că temperatura de tranziție a feritei din stare ductilă în stare fragilă este legată direct de σ_0 și că la celelalte condiții egale, la creșterea lui σ_0 cu 1 kgf/mm², temperatura de tranziție crește cu 3,2 °C. În cazul oțelurilor cu niobiu și azot, creșterea temperaturii de tranziție față de oțelul de referință, a fost de 10—35 °C, ceea ce raportat la creșterea limitei de curgere de 7—12 kgf/mm² dă o creștere a temperaturii de tranziție de 1,5—3,5 °C, pentru o creștere a limitei de curgere cu 1 kgf/mm². Aceasta arată că acțiunea niobiului asupra limitei de curgere este legată în primul rînd de creșterea tensiunii de frecare (σ_0), adică de frînare a deplasării dislocațiilor în rețeaua cristalină. Această frînare a deplasării dislocațiilor este realizată de către particolele de carbonitruri sau de nitruri de niobiu precipitate în masa feritică și avînd un efect similar cu efectul durificării secundare.

Conform lucrării [12] precipitările disperse se găsesc în oțelurile cu niobiu atît în stare laminată — particule mici și coerente cu rețeaua de ferită, cît și în stare normalizată — particule mai grosiere și necoerente la rețeaua de ferită. Prin pierderea coerenței se explică de ce în stare normalizată limita de curgere este mai coborîtă deși grăuntele de ferită este mai fin.

În oțelul normalizat aceste precipitări au fost identificate la microscopul electronic pe replici de extracție, avînd dimensiunea de 20—100 Å în cazul temperaturii de normalizare de 920 °C și au crescut prin coagulare la creșterea temperaturii de normalizare la 950 °C. Cercetarea la microscopul elec-

tronic a arătat că aceste precipitări sînt uniform distribuite în toată masa probelor.

Presupunerea că niobiul ar acționa și prin formarea unor soluții solide de substituție cu fierul α este puțin probabilă, deoarece pe de o parte conținutul în Nb este neînsemnat, iar pe de altă parte niobiul fiind un element puternic generator de carburi și nitruri este greu de presupus că el s-ar găsi în stare liberă în oțel.

Cu creșterea conținutului de azot în oțel crește tendința de formare a nitrurilor sau de înlocuire a carbonului de către azot în carbonitruri, dat fiind afinitatea mai mare a niobiului față de azot decît față de carbon, ceea ce explică creșterea limitei de curgere și a temperaturii de tranziție și, respectiv, micșorarea rezilienței, odată cu creșterea conținutului de azot în oțelurile aliate simultan cu azot și niobiu.

În cazul oțelurilor aliate cu vanadiu și azot, la o creștere a limitei de curgere — independent de conținutul în azot — de cca 13 Kgf/mm^2, a corespuns o creștere a temperaturii de tranziție cu 50—60 °C. La aceste valori corespunde o creștere a temperaturii de tranziție cu aproximativ 4,2 °C pentru o creștere a limitei de curgere cu 1 Kgf/mm^2, ceea ce arată că în cazul de față ponderea cu care intervine factorul $K_y \cdot d^{-1/2}$ în creșterea limitei de curgere este mai mare decît în cazul oțelurilor cu niobiu și azot. Cum însă factorul $d^{-1/2}$ este mai mic în valoare absolută decît la oțelurile cu niobiu și azot, rezultă că la oțelurile cu vanadiu și azot creșterea limitei de curgere este determinată într-o măsură însemnată de creșterea valorii factorului K_y adică de mărimea gradului de blocare a dislocațiilor de către atomii dizolvați în soluția solidă.

Întrucît numai formarea soluției solide de substituție de vanadiu în fierul α nu poate conduce la o creștere atît de însemnată a limitei de curgere, rezultă că atît creșterea limitei de curgere și a temperaturii de tranziție, cît și micșorarea rezilienței oțelurilor cu vanadiu și azot, comparativ cu oțelurile cu niobiu și azot, sînt determinate îndeosebi de dizolvarea unui conținut mai mare de azot, cu formarea unei cantități mai mari de soluție solidă de interstiție la oțelurile cu vanadiu și azot. Acest fapt este explicabil dacă se ia în considerare că vanadiul are o acțiune mai puternică decît a niobiului de creștere a solubilității azotului în fier [14]. Totodată în acest mod se explică și de ce variația caracteristicilor mecanice ale oțelurilor cu vanadiu și azot nu mai depind în aceeași măsură ca la oțelurile cu niobiu și azot față de creșterea conținutului în azot, întrucît atît solubilitatea vanadiului, cît și a azotului, nu depind direct de valoarea absolută a conținutului în aceste elemente, ci de parametrii termodinamici ai sistemului.

În concluzie se poate afirma că variația limitei de curgere, a rezilienței și a temperaturii de tranziție în afară de finisarea grăuntelui feritic este determinată în cazul oțelurilor cu niobiu și azot îndeosebi de creșterea rezistenței rețelei cristaline la deplasarea dislocațiilor libere, înainte de toate ca

o consecință a precipitărilor sau a segregațiilor foarte fine (σ_0), iar în cazul oțelurilor cu vanadiu și azot intervine în mod suplimentar și cu o pondere însemnată și creșterea gradului de blocare a dislocațiilor de către atomii de azot și, posibil, de vanadiu, dizolvați în ferită (K_y). În plus, după cum s-a constatat prin cercetările de microscopie electronică, adaosurile simultane de azot și vanadiu sau, respectiv, de azot și niobiu, manifestă o acțiune favorabilă asupra lungimii lamelelor de perlită și a distanței interlamelare, acestea fiind mai mici decît în cazul oțelurilor carbon sau al oțelurilor carbon aliat numai cu azot, fapt care de asemenea are o influență pozitivă asupra caracteristicilor de rezistență.

BIBLIOGRAFIE

1. Klausting E. A., Petunina E. (1965), *Stali, 1,* 56—60.
2. Litvinenco D. A., Rudcenco A. V. (1968), *Stali, 6,* 548—551.
3. Wiester M. J., Vogels H. A., Ulmer H. (1959) *Stahl und Eisen,* 79, *16,* 1120—1129.
4. Melloy G. F., Dennison J. D., Fischer B. J. (1962) *Vanadium nitrogen Steel* (Patent SUA Nr. 3173782, Bethlehem Steel Corp. — 13. VI. 1962).
5. Brozzo P., Berutti V., Di Bartolo S., Michelucci S. (1964), *Revue de Métallurgie* 61, *5,* 475—491.
6. Morrison W. B. (1964), *Iron and Steel,* 37, *9,* 390—395.
7. Economopoulos M., Greday T. (1964), —CNRM (Liége), *1* (Octombrie), 45—64.
8. Drăgan N., Costescu M., Morțun A., Iacob M. (1969), *Metalurgie, 6,* 351—360.
9. Petch J. N. (1959), *Fracture,* Wiley, New-York.
10. Morrison W. B., Woodhead J. H. (1963), *Journal Iron and Steel Instit.,* 201, *1,* 43—46.
11. Meyer L. (1967), *Z. Metallkunde,* 58, *5,* 334—339, *6,* 396—401.
12. Vogels H. A. König P, Piel K. N. (1964), *Archiv für Eisenhüttenwesen,* 35, *4,* 339—351.
13. Cottrell A. H. (1958), Transaction AIME, 212, *2,* 192—203.
14. Sieverts H. *Electric Furnace Steelmaking,* Vol. II., AIME.

DESPRE POSIBILITATEA STABILIRII PURITĂȚII OȚELULUI PRIN MĂSURAREA REZISTIVITĂȚII ELECTRICE LA TEMPERATURI JOASE

D. BOJIN, L. STAICU, D. BALLA

Institutul de cercetări metalurgice, Institutul de fizică atomică București

Lucrarea prezintă rezultatele măsurătorilor de conductibilitate electrică la temperaturi joase (77 și 4,2 °K) pe epruvete din oțel inoxidabil Cr-Mn-Ni-N.

S-a urmărit posibilitatea stabilirii purității oțelului, obținut prin retopirea cu arc în vid, comparativ cu oțelul elaborat la cuptorul electric, prin măsurători de conductibilitate electrică.

Rezultatele obținute au arătat că oțelul retopit cu arc în vid are conductibilitate mai mare decît oțetul elaborat la cuptorul electric. De asemeni s-a observat că diferențele valorilor de conductibilitate înregistrate la 4,2 °K între cele două oțeluri, se păstrează atît la temperaturi de 77 °K cît și la 300 °K (temperatura camerei).

Rezistivitatea electrică a unei probe de fier se consideră egală cu suma a mai multor termeni :

$$\rho = \rho_{ph} + \rho_{im} + \rho_d + \rho_m$$

unde ρ_{ph} este termenul care reprezintă partea din rezistivitate care se datorește agitației termice, ρ_{im} reprezintă contribuția impurităților, ρ_d este contribuția defectelor reticulare iar ρ_m este termenul care înglobează efectele asupra rezistivității ce provine din natura feromagnetică a probelor.

Cercetarea metalurgică este interesată în măsurarea fracțiunii de rezistivitate, care depinde de prezența elementelor străine sau de defectele reticulare.

Variația rezistivității electrice a unui metal cu conținutul în impurități este greu perceptibilă la temperaturi obișnuite. La temperaturi joase agitația termică scade considerabil și, în cazul unei probe bine recoapte, rezistivitatea poate fi considerată ca fiind formată numai din termenii :

$$\rho_0 = \rho_{in} + \rho'_m$$

aceasta fiind chiar valoarea rezistivității reziduale (legea lui Mathiessen).

Termenul ρ'_m reprezintă excesul de rezistivitate dat de natura feromagnetică a probelor care există la 0 °K, are o origine puțin cunoscută și ordinul său de mărime este foarte dificil de evaluat. Asupra naturii sale există două feluri de explicații. Prima susține că este vorba de difuzia electronilor pe pereții lui Bloch, care delimitează domeniile magnetice ale lui Weiss, iar a doua ipoteză consideră natura termenului ρ'_m provenind din intervenția unui efect de magnetorezistență internă. Această ipoteză susține că în interiorul fiecărui domeniu electronii se deplasează ca într-un mediu magnetizat la saturație.

Adepții celei de a doua teorii nu cred că are loc o difuzie importantă a electronilor de conducție pe pereții lui Bloch, deoarece cîmpul asociat curentului de măsură mărește rezistența, deși cu siguranță el face să descrească numărul pereților lui Bloch, dimpotrivă ei sugerează o interacție a cîmpului intern cu curentul.

Pentru măsurarea în condiții optime a rezistivității reziduale este necesar ca experiențele să se facă la o temperatură suficient de joasă pentru a putea neglija efectele agitației termice. Pe de altă parte, măsurarea rezistenței specifice a unui bun conducător necesită să se dispună de metode de măsurare sensibile și precise, aceasta cu atît mai mult cu cît rezistența se micșorează la temperaturi joase.

1. TEHNICA TEMPERATURILOR JOASE

Una din problemele importante este alegerea domeniului de temperaturi joase, interesant din punct de vedere al măsurării rezistivității. La alegerea acestui domeniu trebuie să se țină seama pe de o parte de valoarea rezistivității reziduale de măsurat, iar pe de altă parte de rezistivitatea de origine termică sau rezistivitatea ideală, precum și de variația sa cu temperatura. Așadar, se vor face măsurători pe cît posibil la o temperatură cît mai joasă, pentru ca rezistivitatea ideală să fie neglijabilă față de rezistivitatea reziduală, sau ea să reprezinte o parte cît mai mică din rezistivitatea totală.

Domeniul de temperaturi care interesează se poate obține folosind gazele lichide clasice și anume azotul lichid, care fierbe la 77 °K și permite acoperirea domeniului cuprins între 63 și 100 °K, hidrogenul lichid fierbe la 20 °K și acoperă gama de la 14 la 30 °K, iar heliul lichid cu temperatura de fierbere la 4,2 °K permite lucrul între 1 °K și 5 °K. Se pot obține temperaturi și mai scăzute de 1 °K folosind izotopul 3 al heliului sub vid.

Aparatul criogenic, care se utilizează pentru folosirea gazelor lichefiate depinde de tipul gazului folosit. Astfel, pentru azot lichid este necesar un simplu vas Dewar din sticlă (*fig. 1*).

Cînd se fac măsurători la temperatura heliului lichid aparatajul criogenic este mai complicat, ținînd seama și de faptul că gazul care se evaporă trebuie recuperat.

La temperatura de 4,2 °K toate gazele cu excepția He^3 sînt solide, inclusiv aerul. În consecință He lichid trebuie protejat de atmosferă tot timpul. O metodă simplă pentru aceasta este folosirea vaselor Dewar construite din sticlă sau din metal.

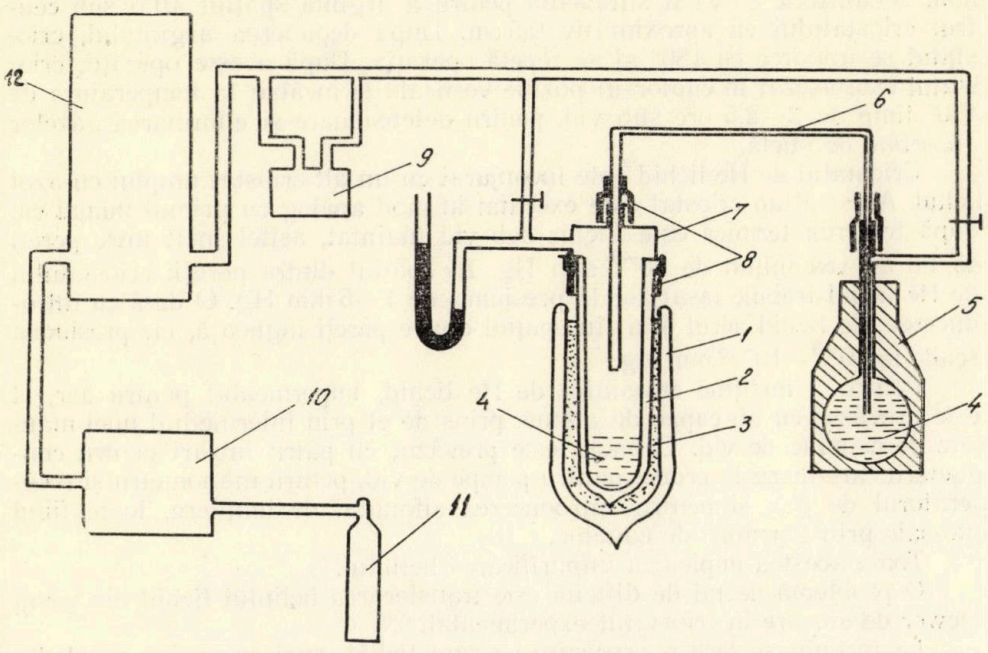


Fig. 1. Instalația folosită pentru obținerea temperaturilor joase:
1 — criostat pentru azot lichid; *2* — criostat pentru heliu lichid; *3* — azot lichid; *4* — heliu lichid; *5* — vas de stocare; *6* — sifon; *7* — capac din alamă; *8* — manșetă de cauciuc; *9* — pompă cu palete; *10* — compresor; *11* — butelie; *12* — gazometru.

În lucrarea de față s-au folosit criostate construite din sticlă rasotherm, avînd în vedere următoarele avantaje față de celelalte materiale:

— sticla conduce rău căldura și este un material ieftin;

— permite vizionarea directă a ceea ce se întîmplă în baia de He lichid;

— pot fi asigurate ușor condițiile necesare pentru vid înaintat.

Dimensiunile criostatului sînt alese în funcție de condițiile experienței, în principiu ele trebuie să fie suficient de lungi pentru a micșora afluxul de căldură prin conductibilitate termică, care este invers proporțională cu lungimea.

În construirea criostatului se pune problema sudării a două tuburi de sticlă. Pentru centrarea lor poate fi folosită, de exemplu, o spirală de sîrmă de cupru cu diametrul potrivit, ce poate fi eliminată simplu cu un acid.

Pentru a micşora viteza de evaporare cauzată de radiaţia exterioară, cristalele se argintează. Argintarea se face astfel încît să rămînă un geam cu lăţime de aproximativ 1 cm pe lungimea criostatului. Acest geam se obţine aşezînd criostatul orizontal şi se introduce din soluţia de argintare doar o cantitate ce va fi suficientă pentru a arginta spaţiul aflat sub centrul criostatului cu aproximativ 0,5 cm. După depunerea argintului, criostatul se întoarce cu 180° şi se repetă operaţia. După aceste operaţii, criostatul este aşezat în cuptor în poziţie verticală şi încălzit la temperatura de 450° timp de 2—2,5 ore sub vid, pentru detensionare şi eliminarea gazelor absorbite de sticlă.

Criostatul de He lichid este înconjurat cu un alt criostat umplut cu azot lichid. Acest ultim criostat este executat în mod analog cu primul numai că, după tratarea termică este închis sub vid înaintat, astfel încît între pereţi să fie un vid iniţial de 10^{-6} mm Hg. In spaţiul dintre pereţii criostatului de He lichid trebuie lăsat aer la presiunea de 1—5 mm Hg. O dată cu introducerea He lichid aerul aflat în spaţiul dintre pereţi îngheaţă, iar presiunea scade la 10^{-3}—10^{-10} mm Hg.

Pentru a menţine criostatul de He lichid, impermeabil pentru aer, el este prevăzut cu un capac de alamă, prins de el prin intermediul unei manşete de cauciuc de vid. Capacul este prevăzut cu patru intrări pentru conductorii care merg la probe, pentru pompe de vid, pentru manometru şi recuperatorul de gaz şi pentru introducerea sifonului de umplere, toate fiind etanşate prin garnituri de cauciuc.

Toate acestea împiedică impurificarea heliului.

O problemă destul de dificilă este transferarea heliului lichid din vasul Dewer de stocare în criostatul experimental.

La început se face o prerăcire cu azot lichid, apoi se scoate aerul din criostat şi se introduce He gazos la presiunea atmosferică. Procedeul de umplere este arătat în *figura. 1.* Prin introducerea tubului de transfer (sifon) în vasul de stocare se creează o suprapresiune, care adesea este suficientă pentru a împinge lichidul prin sifon în criostatul experimental.

2. MĂSURAREA REZISTIVITĂŢII ELECTRICE

Măsurătorile s-au efectuat pe epruvete cu diametrul de 3 mm şi lungimea de 50 mm.

In cazul cînd proba este parcursă de un curent de un amper, va fi necesar să se măsoare cu o precizie foarte mare diferenţa de potenţial ce apare între două puncte ale ei. Problema constă deci în a avea un aparat suficient de sensibil pentru a putea pune în evidenţă această tensiune.

Sînt folosite două tipuri principale de măsurători:

— măsurători directe, care se fac cu ajutorul unei punţi Thomson sau cu un potenţiometru, şi

— măsurători prin inducţie în cîmp continuu sau în cîmp alternativ.

În lucrarea de față s-a folosit metoda prin măsurători directe. Acest tip de măsurători constă în a face să treacă prin probă un curent dat și să se determine căderea de potențial corespunzătoare, fie cu un aparat de măsură, fie prin a o compara cu diferența de potențial dată de un potențiometru sau de un etalon parcurs de același curent.

Pentru măsurarea foarte precisă a căderii de potențial s-a folosit un potențiometru cu o sensibilitate de ordinul unui microvolt.

Diferența de potențial măsurată este comparată cu diferența de potențial măsurată la bornele unui etalon legat în serie cu proba studiată. Potențiometrul folosit elimină și forțele electromotoare parazite de origine termică.

În cazul cînd se urmărește variația rezistivității unei probe la diferite temperaturi, fără a i se schimba geometria, este evident că raportul rezistențelor este egal cu raportul rezistivităților.

Una din temperaturi poate fi suficient de joasă pentru ca rezistivitatea să fie apropiată de rezistivitatea reziduală iar alta va fi suficient de ridicată ca rezistivitatea ideală să predomine. Aceasta din urmă revine deci la a raporta rezistivitatea reziduală la o valoare constantă caracteristică metalului și independentă de epruveta considerată.

S-au făcut măsurători pe epruvete în aceeași stare de tratament termic (călire de la 1 100 °C în apă) din oțel CrMnNiN din două loturi : lotul A obținut la cuptorul electric, iar lotul B din același oțel, însă retopit cu arc în vid. *)

Rezistivitatea s-a măsurat la trei temperaturi — la temperatura camerei (298 °K), la temperatura de fierbere a azotului lichid (77 °K) și la temperatura de fierbere a heliului lichid (4,2 °K).

Rezultatele măsurătorilor sînt trecute în *tabela 1* iar graficul de variație a lui ρ cu T este în *figura 2.*

Tabela 1

Oțelul T °K	CrMnNiN cuptor electric			CrMnNiN cuptor electric RAV		
	Proba 1	Proba 2	Media	Proba 3	Proba 4	Media
293	72,5	71,5	72,0	68,6	68,1	68,3
77	58,5	58,3	58,4	55,2	55,2	55,2
4,2	58,3	58,8	58,5	55,1	55,4	55,2

Analizînd graficul din *figura 2.* se observă că cele două curbe, care reprezintă variația rezistivității electrice cu temperatura a două loturi de probe, păstrează aceeași diferență între ele pentru cele trei temperaturi de măsurare, mergînd practic, paralel la scăderea temperaturii.

*) Compoziția chimică a fost următoarea : 0,12% C ; 0,26% Si ; 0,78% Mn ; 0,34% P ; 0,011% S ; 18,23% Cr ; 5,22% Ni ; 0,29% N.
Prin retopire cu arc în vid conținutul de azot a scăzut la jumătate.

La temperatura de 77 °K şi 4,2 °K, rezistivitatea probelor rămîne practic aceeaşi, cu o uşoară tendinţă de creştere la 4,2 °K pentru probele din oţelul elaborat la cuptorul electric.

De Hass şi Van den Berg au arătat că la unele metale există un minim anormal al rezistivităţii şi că acest minim se găseşte la o temperatură cu

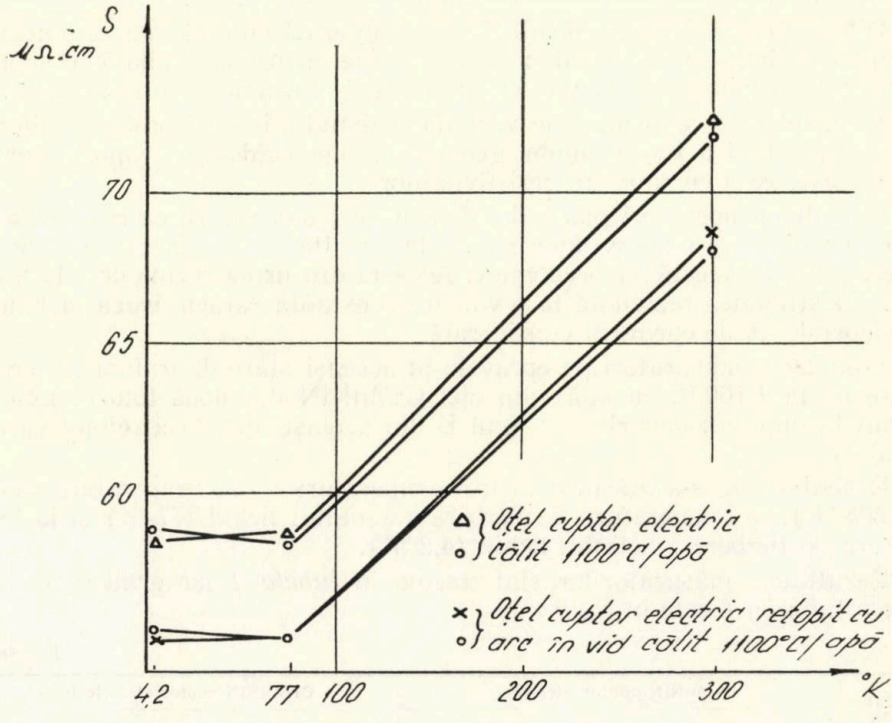


Fig. 2. Curba de variaţie a rezistivităţii electrice cu temperatura.

atît mai mare cu cît cantitatea de impurităţi este mai mare. În cazul măsurătorilor noastre se poate presupune că în intervalul 77°—4,2 °K rezistivitatea ar atinge un minim şi evident acesta ar fi la o temperatură mai mare pentru probele din lotul A decît cel din lotul B, deoarece la temperatura 4,3 °K rezistivitatea probelor din lotul A este ceva mai mare decît la 77 °K.

Rezistivitatea electrică în cazul probelor din oţel CrMnNiN pentru ambele loturi a scăzut cu aproximativ 19% la temperatura heliului lichid faţă de temperatura obişnuită. Aceasta arată că rezistivitatea rizduală (remanentă) are un rol preponderent faţă de rezistivitatea ideală : prima reprezentînd 81%, iar a doua 19% din valoarea toală a rezistivităţii.

Așadar, în cazul nostru, rezistivitatea care se datorește cantității de impurități pe care le conține aliajul este mult mai mare decît rezistivitatea datorată agitației termice.

Din aceste motive gradul de puritate obținut după diferite tratamente în cazul acestui tip de oțel va putea fi studiat cu ajutorul măsurătorilor de rezistivitate și la temperatura obișnuită, diferențele dintre probe cu tratament diferit la temperatură obișnuită, avînd aceeași mărime și la temperatura heliului lichid.

Pentru alte oțeluri însă, în care impuritățile sînt în cantitate mică, este posibil ca gradul de puritate să nu poată fi evaluat decît la temperaturi joase.

3. CONCLUZII

1. S-au făcut măsurători de rezistivitate electrică la temperaturi în domeniul 4,2—293 °K, pe epruvete din două șarje de oțel CrMnNiN, una elaborată la cuptorul electric iar cealaltă retopită cu arc în vid.

2. Rezultatele arată că așa cum era de așteptat, oțelul retopit fiind mai pur are rezistivitate mai mică atît la temperatură normală, cît și la temperatură scăzută, decît oțelul elaborat la cuptorul electric.

3. Dat fiind faptul că diferențele dintre valorile rezistivității obținute la diferite temperaturi pentru cele două șarje se păstrează aceleași, oțelul de acest tip poate fi studiat în privința gradului de puritate prin măsurători de rezistivitate la temperatura normală.

4. Rezultatele ce se vor obține pe alte oțeluri vor arăta în ce măsură puritatea influențează conductibilitatea electrică la temperaturi scăzute.

În felul acesta se va putea preciza locul și rolul măsurătorilor de acest gen pentru cercetarea metalurgică.

BIBLIOGRAFIE

1. Mac Donald D. K. C.: (1956) Electrical conductivity of metals and alloys at low temperatures. *Handbuch der Physik, 14,* 137—197.
2. O. Dimitrov: (1968) Methodes expérimentales de mesure de la résistivité électrique résiduelle. *Mém. scient. Rev. mét.* 6, juin, 469—457.
3. B. Dubois, J. Le Héricy: (1968) Résistivité électrique a basse temperature du fer pur. *Mém. scient. Rev. mét. Numéro special,* 15 juin, 117—127.
4. D. Balla: (1968) Criostate din sticlă pentru heliu lichid. *Buletin de Informare IFA,* 5—6, mai—iunie, 5—12.

STUDII ASUPRA RUPERII LA OBOSEALĂ A OȚELURILOR CIANIZATE. INFLUENȚA TENSIUNILOR REMANENTE *)

M. TERASAWA, Y. YOSHIOKA, K. ASAMI

Institutul de tehnologie Musashi, Japonia

Pentru determinarea experimentală a distribuției tensiunilor remanente în stratul superficial și subsuperficial al oțelurilor cianizate s-a folosit în paralel metoda radiografică și măsurătorile de microduritate. Între distribuțiile obținute prin cele două metode există o bună concordanță. Rezultatele cercetărilor experimentale au permis ajungerea la unele concluzii interesante privind natura structurilor superficiale și originea tensiunilor remanente. Pe baza lor pot fi sugerate unele căi de ridicare a rezistenței la oboseală a oțelurilor cianizate prin alegerea unei tehnologii corespunzătoare la tratamentul termo-chimic efectuat.

În ultima vreme oțelul cianizat la temperaturi joase a căpătat o largă răspîndire în construcția de mașini, datorită proprietăților sale avantajoase: rezistența la oboseală și la uzură ridicată, durata de tratament mai scurt în raport cu nitrurarea convențională etc. Influența diferiților factori, printre care a tensiunilor remanente, asupra oboselii, nu a fost însă pînă în prezent clarificată, concluziile cercetărilor în această direcție fiind contradictorii.

Determinînd starea de tensiuni interne prin metoda radiografică și mecanică, autorii prezentei lucrări au urmărit modificarea acestor tensiuni sub influența solicitărilor alternante, pentru a stabili contribuția tensiunilor remanente la îmbunătățirea rezistenței la oboseală.

Drept *material de cercetare* s-a folosit un oțel nealiat cu 0,16% C, epruvetele din *figura 1* după prelucrare fiind recoapte în cuptor cu vid la 900 °C/30 min., apoi cianizate. Baia de cianizare a fost un amestec KCN-KCNO cu adaos de $Na_4Fe(CN)_6$. Epruvetele după menținerea în baie la 570 °C/90 min., au fost călite în apă. O parte din epruvete după cianizare au fost revenite la 300 °C/60 min., apoi răcite la aer. Examinarea microstructurii în acest din urmă caz evidențiază o precipitare a nitrurilor în stratul de

*) Lucrare comunicată la Conf. VI-a de sudură și încercări de metale, Timișoara, 1969.

difuzie (0,8 mm grosime), aflat imediat sub stratul superficial (7μ *m* grosime) alcătuit din faza ε de Fe_3N (*fig. 2*).

Procedura experimentală folosită a comportat analiza cu radiații Cr-Kα și măsurători de microduritate pentru identificarea naturii stratului super-

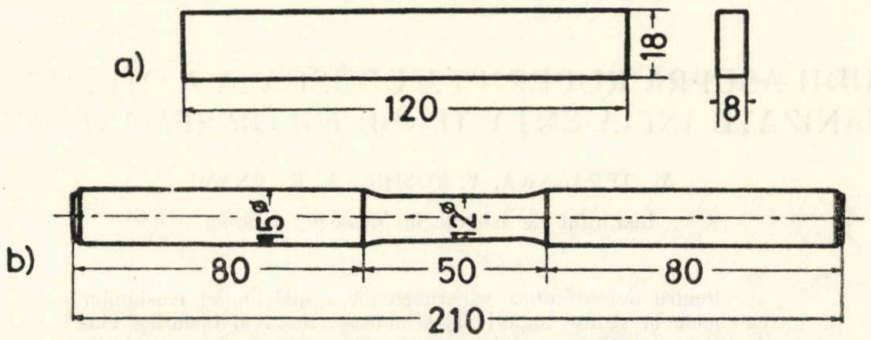


Fig. 1. Forma și dimensiunile epruvetelor:
a — pentru determinarea distribuției tensiunilor remanente; *b* — pentru încercări de oboseală.

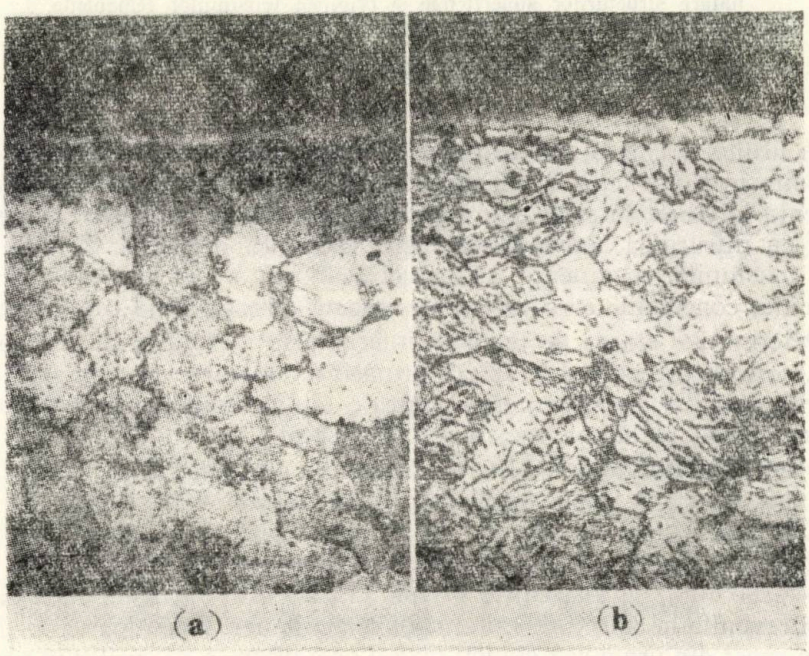


Fig. 2. Microstructuri obținute pe epruvete din oțel cianizat:
a — după cianizare; *b* — după cianizare și revenire la 300° C.

ficial și subsuperficial menționat. În continuare distribuția tensiunilor remanente a fost stabilită radiografic și — concomitent — mecanic, pentru a verifica dacă distribuția determinată radiografic reprezintă chiar tensiunile remanente macroscopice.

La metoda radiografică tensiunea remanentă σ_a la adîncimea a s-a calculat din tensiunea σ_x măsurată pe suprafață, în urma îndepărtării pe cale chimică a stratului de grosime a. S-a folosit relația [1]

$$\sigma_a = \sigma_x - 2\int_x^a \frac{\sigma_x}{H-2a}\,da \qquad (1)$$

unde H este grosimea epruvetei plate folosite (vezi *fig. 1 a*). Pentru măsurarea tensiunilor de suprafață σ_x s-au folosit radiații perpendiculare și înclinate de Cr-Kα, filtrate prin vanadiu, care suferă o difracție pe planele cristalografice de Fe (211) și de Fe_3N (112). Tensiunile s-au determinat din figurile de difracție fotografiate folosind metoda sin $^2\psi$. Pentru obținerea unor valori medii ale tensiunilor de suprafață, în timpul expunerii distanța la epruvetă a fost variată într-un interval de 15 mm.

La determinarea tensiunilor remanente pe cale mecanică s-a folosit metoda clasică a îndepărtării succesive a straturilor dintr-o parte a epruvetei, cu măsurarea concomitentă a modificării curburii epruvetei în trei puncte, la un microscop special.

Pentru urmărirea modificării tensiunilor remanente datorită oboselii, epruvetele cilindrice (vezi *fig. 1 b*) au fost solicitate într-o mașină de oboseală tip Ono (3.000 rpm.). Pentru măsurarea tensiunilor solicitarea a fost întreruptă după un număr dat de cicluri, iar tensiunile interne au fost măsurate pe cale radiografică, după metoda menționată.

Rezultate experimentale

Identificarea structurii pe cale radiografică și prin măsurători de microduritate. Curba de intensitate de difracție a oțelului cianizat (*fig. 3*), evidențiază componente corespunzînd la diferite plane cristalografice ale structurilor ε—Fe_3N, γ—Fe_4N (foarte slab) și α—Fe, după îndepărtarea stratului superficial de 7μm rămînînd numai α—Fe. De aici rezultă că structurile ε—Fe_3N și γ—Fe_4N există numai în stratul superficial, iar un calcul al variației exponențiale a intensității de difracție a structurii α—Fe în funcție de grosimea stratului interpus arată că această structură se găsește numai în stratul subsuperficial (de difuzie).

Măsurătorile de microduritate (*fig. 4*) confirmă această concluzie. Duritatea de HV 700 măsurată în stratul superficial scade rapid la aprox. HV 350 la granița dintre stratul superficial și cel subsuperficial, ca în continuare să scadă încet pînă la adîncimea de 0,8 . . . 1,0 mm, corespunzînd grosimii stratului de difuzie, după care se menține constant. La epruvetele revenite după

cianizare duritatea în stratul de difuzie scade, datorită precipitării nitrurilor. Această constatare sugerează ideea ca după cianizare călirea să se facă cît mai rapid, pentru a preveni precipitarea nitrurilor.

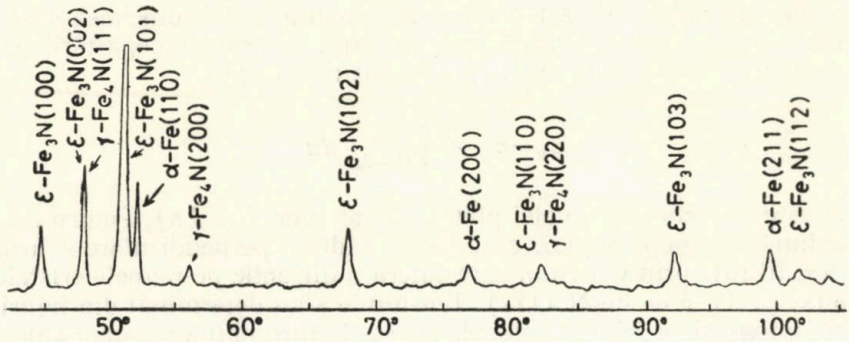


Fig. 3. Curbele de intensitate la difracție pe stratul superficial al oțelului cianizat.

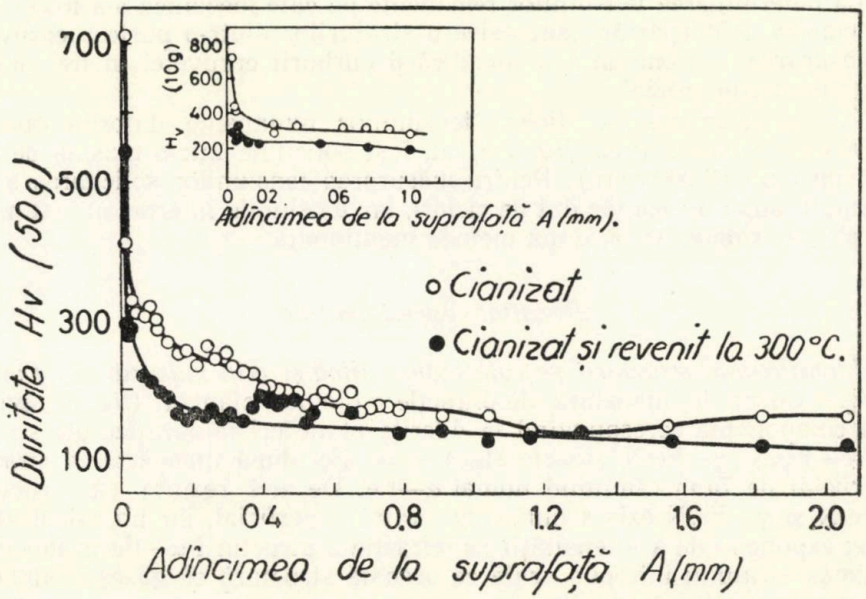


Fig. 4. Dependența microdurității de adîncimea de la suprafață, la epruvete din oțel cianizat.

Distribuția tensiunilor remanente. Rezultatele determinării tensiunilor remanente prin metoda radiografică și mecanică sînt arătate în (*figura 5 a* pentru oțelul cianizat călit și în *figura 5 b* pentru oțelul cianizat revenit. Din

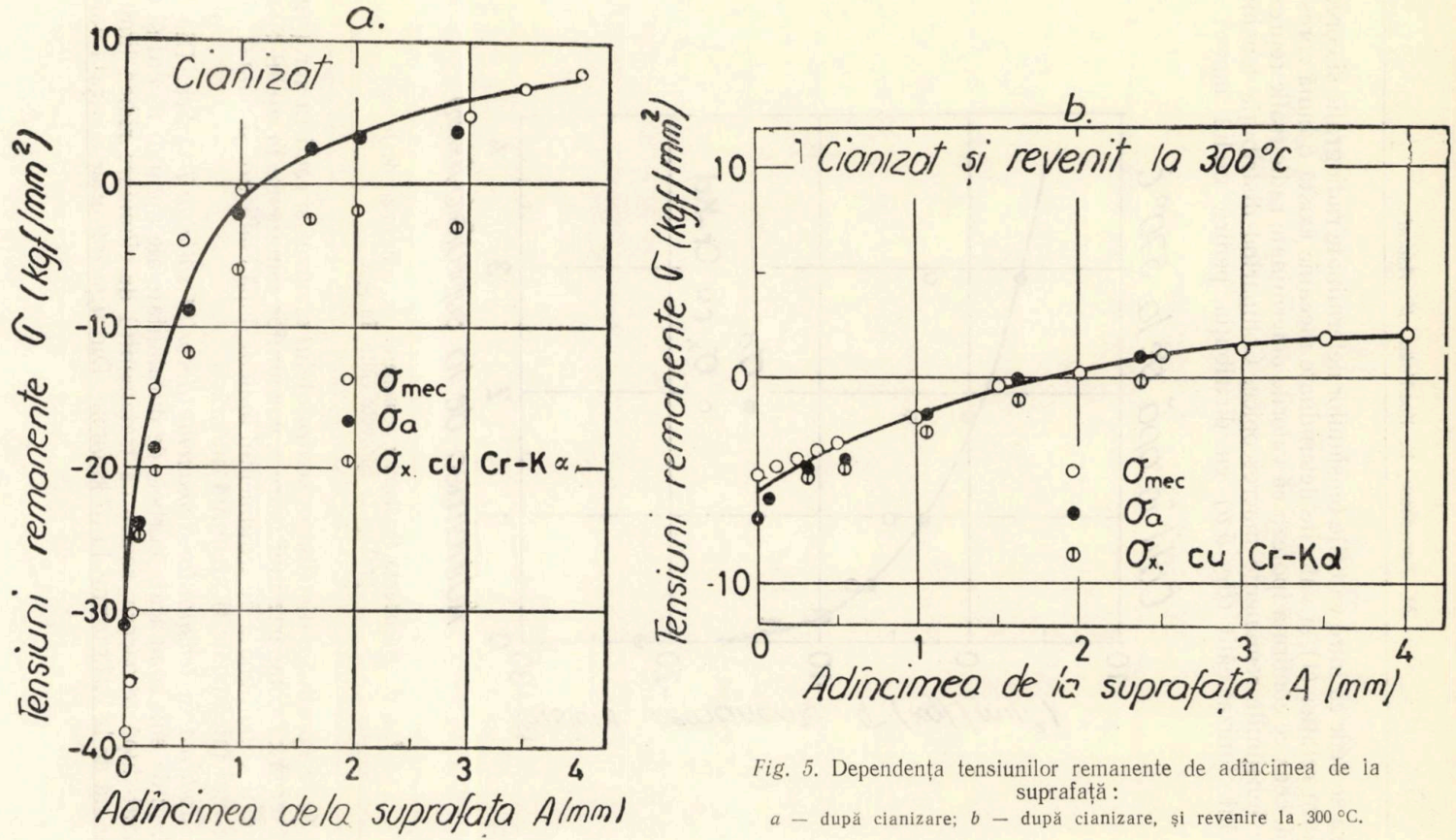


Fig. 5. Dependența tensiunilor remanente de adîncimea de la suprafață:
a — după cianizare; *b* — după cianizare, și revenire la 300 °C.

figură se vede că între valorile tensiunilor determinate radiografic şi corectate conform relaţiei (1) şi valorile determinate mecanic există o bună corespondenţă, ceea ce confirmă ipoteza că valorile determinate radiografic reprezintă chiar tensiunile remanente macroscopice. Comparînd distribuţia tensiunilor oţelului cianizat călit (*fig. 5 a*) cu distribuţia pentru oţelul numai călit

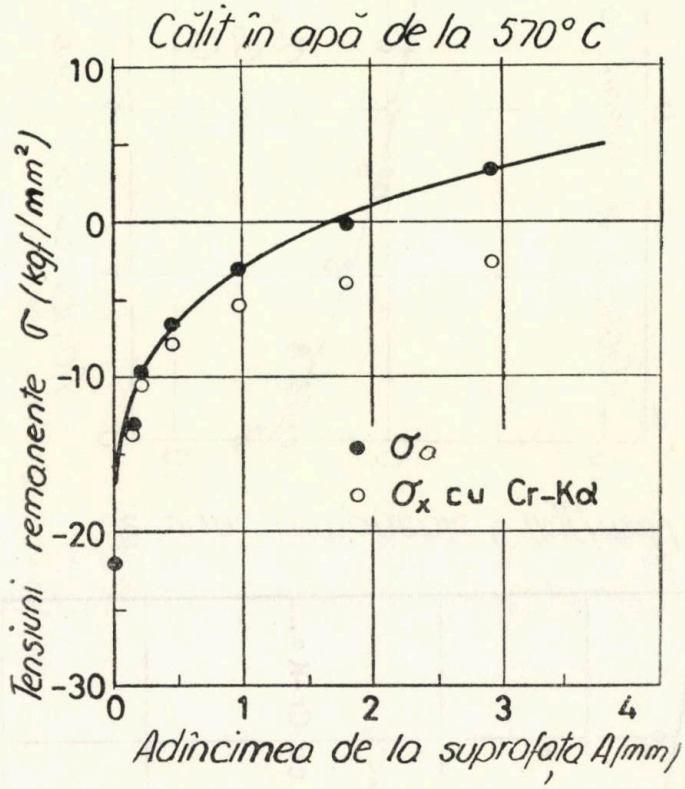


Fig. 6. Dependenţa tensiunilor remanente de adîncimea de la suprafaţă la epruvete călite în apă.

(*fig. 6*), respectiv cu distribuţia pentru oţelul cianizat şi răcit în aer (*fig. 7*), se observă că cotaparte mai mare a tensiunilor remanente la oţelul cianizat călit este condiţionată de tratamentul aplicat după cianizare şi numai o cotăparte mai mică poate fi atribuită nitrurării.

Modificarea tensiunilor remanente datorită solicitării ciclice. Din *figura 8*, unde sînt comparate curbele de durabilitate ale oţelului recopt şi celui cianizat după recoacere, reiese că tratamentul de cianizare ridică limita de oboseală de la 22 kgf/mm² la 37 kgf/mm². Din *figura 9* unde se arată variaţia

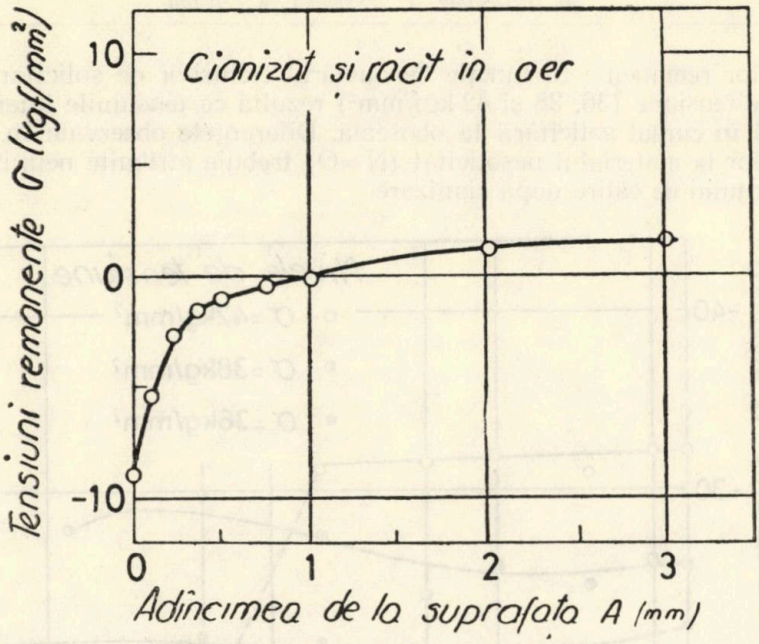


Fig. 7. Dependența tensiunilor remanente de adîncimea de la suprafață la epruvete cianizate și răcite în apă.

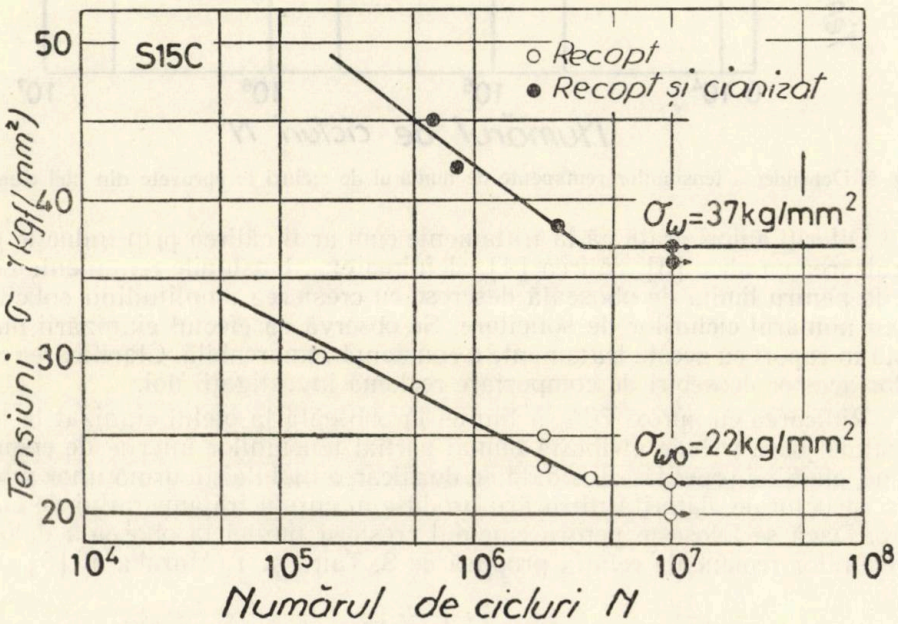


Fig. 8. Diagrame σ—N obținute cu epruvete din oțel recopt și cianizat.

tensiunilor remanente în funcție de numărul ciclurilor de solicitare, la trei nivele de tensiune (36, 38 și 42 kgf/mm²) rezultă că tensiunile interne nu se modifică în cursul solicitării la oboseală. Diferențele observate în valoarea tensiunilor la materialul nesolicitat (N=O) trebuie atribuite neuniformității tratamentului de călire după cianizare.

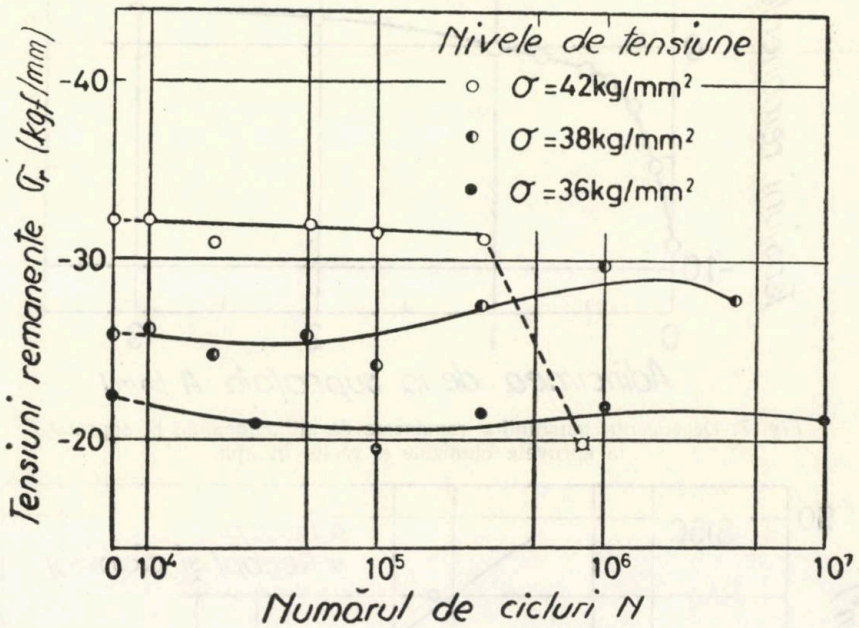


Fig. 9. Dependența tensiunilor remanente de numărul de cicluri la epruvete din oțel cianizat.

Diferiți autori arată că la tratamente cum ar fi călirea prin inducție [2], ecruisarea cu alice [3], călirea [4], șlefuirea etc., tensiunile remanente favorabile pentru limita de oboseală descresc cu creșterea amplitudinii solicitării și cu numărul ciclurilor de solicitare. Se observă că efectul cianizării manifestă în raport cu aceste tratamente o constanță remarcabilă. Clarificarea cauzelor acestor deosebiri de comportare reclamă investigații noi.

Ridicarea cu aprox. 70% a limitei la oboseală la oțelul cianizat la temperaturi joase trebuie atribuită numai parțial tensiunilor interne de compresiune, ele fiind provocate totodată de durificarea oțelului în urma unor schimbări structurale, datorită nitrurării produse în cursul tratamentului de cianizare. Dacă se folosește pentru calculul creșterii limitei la oboseală datorită tensiunilor remanente relația propusă de S. Taira și Y. Murakami [5]

$$\sigma_{wr} = \left(1 + \frac{\sigma_r}{\sigma_T}\right) \sigma_{wo} \qquad (2)$$

(unde σ_{wo} și σ_{wr} sînt valorile limitei la oboseală fără resp. cu contribuția tensiunilor remanente, σ_r — valoarea tensiunii remanente, σ_T — limita de rupere la tracțiune), atunci rezultă o creștere a limitei la oboseală datorită tensiunilor interne de 22 ... 31%, relativ puțin față de creșterea obținută prin alte metode (spre ex. prin ecruisare cu alice, Taira și Murakami [3] au găsit o creștere de 61%). În consecință cotaparte a creșterii limitei la oboseală atribuită tensiunilor remanente de compresiune este în cazul cianizării relativ redusă în raport cu cotaparte legată de alți factori, ca durificarea și transformările structurale.

În încheiere, pot fi menționate următoarele concluzii rezultate din prezentul studiu.

1) La cianizare se produce un strat superficial de 7μm compus din ε—Fe_3N, sub care se află un strat de difuzie de 0,8 ... 1,0 mm, suprasaturat cu nitrogen în soluție solidă.

2) Rezistența oțelului cianizat descrește cînd se produce o precipitare a nitrurilor din soluția solidă.

3) Cotaparte mai mare a tensiunilor remanente în oțelul cianizat trebuie atribuită tensiunilor termice cauzate de călirea în apă și numai o mică parte este provocată de nitrurare.

4) Tensiunile remanente nu se modifică în cursul solicitării repetate, această stabilitate a tensiunilor interne fiind specifică oțelului cianizat.

5) Contribuția tensiunilor interne de compresiune la ridicarea limitei la oboseală este de aprox. 30%, restul urmînd a se atribui altor factori, ca creșterea durității și influența stratului de difuzie.

BIBLIOGRAFIE

1. S. Taira, Y. Yoshioka: (1962) *J. JSTM, 11,* 675.
2. M. Motoyama, T. Enami, H. Horisawa, T. Tashiro: (1966) *J. JSMS, 15,* 874.
3. S. Taira, Y. Murakami: (1961) *J. JSTM, 10,* 610.
4. S. Taira, Y. Murakami: (1960) *J. JSTM, 9,* 475.
5. S. Taira, Y. Murakami: (1960) *J. JSTM, 9,* 372.

INFLUENȚA SOLICITĂRILOR TERMICE CICLICE ASUPRA STABILITĂȚI CURGERII ÎN CONDIȚIILE FLUAJULUI CICLIC INDUS

W. A. WOOD și F. UTILI

Institutul pentru studiul oboselii și friabilității al Univ. Columbia
Universitatea Columbia, New-York

S-a studiat comportarea la deformații a fierului, cuprului, titanului și alamei 70/30 în condițiile solicitărilor ciclice de torsiune cu tracțiune statică adițională la diferite viteze de solicitare și temperaturi de încercare.

Solicitarea adițională de tracțiune statică a provocat fluaj chiar la temperatura ambiantă.

Din analiza rezultatelor încercărilor a fost posibil să se arate că:

a) accepțiunea conform căreia limita de curgere este marcată de apariția deformației plastice neliniare este insuficientă; prin efectul Bauschinger — de exemplu — nu se evidențiază o limită de curgere propriu-zisă;

b) limita de curgere efectivă în deformarea ciclică la torsiune depinde în mod marcant de viteza de deformație;

c) limita de curgere efectivă este diminuată de solicitarea termică ciclică astfel că în aceste condiții, deformația prin fluaj este mai mare decît deformația care s-ar produce prin solicitarea staționară la un nivel constant de temperatură.

Rezultatele experimentale sînt interpretate în termenii teoriei dislocațiilor.

1. DIFICULTĂȚI ÎN DEFINIREA LIMITEI DE CURGERE

În mod convențional se definește ca limită de curgere valoarea tensiunii la care apar pentru prima dată deformații plastice neliniare de o mărime determinată. Dacă de exemplu se solicită o epruvetă de cupru la torsiune cu un unghi de $+\theta$ atunci caracteristica moment unghi de deformare va avea alura Op ca în *figura 1*. În acest caz se spune că rezistența la curgere a metalului a crescut de la $\tau(0)$ la $\tau(p)$.

Dacă epruveta este apoi descărcată de la valoarea — p — și răsucită cu un unghi — θ , în sens opus, atunci se va evidenția o deformare plastică

semnificativă în direcție opusă chiar de la $\tau(q)=0$ punîndu-se în evidență efectul Bauschinger. În consecință conform definiției de mai sus limita de curgere la solicitare în sens opus este zero.

Dacă în continuare epruveta este supusă unei răsuciri ciclice $\pm\theta$ atunci se dezvoltă o buclă de histereză mecanică așa cum se ilustrează în *figura 1.* Tensiunile maxime $\tau(p)$ și $\tau(\bar{p})$ cresc la început în cursul solicitării repetate și apoi — cu condiția ca θ să nu fie prea mare pentru a produce ruperea — tind spre o valoare stabilă $\tau(P)$ și $\tau(\bar{P})$ bucla de histereză repetîndu-se în fiecare ciclu (s-a ajuns în starea stabilizată).

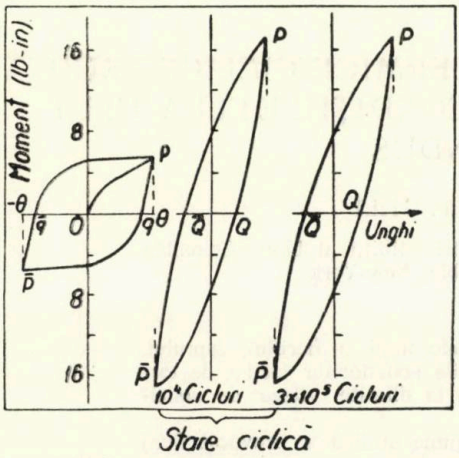


Fig. 1. Bucla de histereză mecanică în stare ciclică stabilizată obținută în condițiile solicitării ciclice la torsiune, cu și fără tracțiune adițională. (Epruvete de cupru 0,25 țoli diametru, $\theta=0{,}003$ $\sigma=6\,000$ psi).

Conform definiției enunțate mai sus rezultă că rezistența la deformație crește pînă la valoarea stabilizată $\tau(P)$ și $\tau(\bar{P})$. Dar în fiecare ciclu deformația plastică la solicitarea în sens invers începe la $\tau(Q)$ și $\tau(\bar{Q})=0$. Rezultă deci că rezistența la curgere crește în fiecare ciclu de la zero la $\tau(P)$ sau $\tau(\bar{P})$:

Nu este greu de arătat că această interferență este greșită. Să presupunem acum că epruveta este supusă în timpul solicitării repetate la torsiune, la o solicitare adițională axială statică σ de valoare mică (*fig. 2*). Vom presupune că tensiunea adițională statică σ este suficient de mică pentru ca să nu modifice alura curbei de histereză și să permită valorilor maxime ale rezistenței la curgere să crească pînă la valorile stabilizate $\tau(P)$ și $\tau(\bar{P})$, iar deformației plastice în sens opus să înceapă tot la $\tau(Q)$ și $\tau(\bar{Q})=0$.

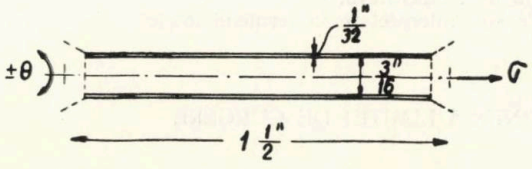


Fig. 2. Lungimea calibrată a epruvetei tubulare.

Pe de altă parte se poate considera că dacă rezistența la curgere a unui metal este zero la torsiune, atunci ar trebui ca simultan să fie zero și la solicitarea de tracțiune. Deci orice tensiune σ va produce o deformație plastică axială $\delta\varepsilon$, atunci cînd τ trece prin valorile nule $\tau(Q)$ și $\tau(\bar{Q})$.

În realitate nu se observă acest lucru. Rezultatele experimentale confirmă că [1] deformația axială se produce numai cînd τ se apropie de valorile maxime $\tau(P)$ și $\tau(\bar{P})$. Acest rezultat este ilustrat în *figura 3* unde se

indică că : *a*) — deformația axială $\delta\varepsilon$ se produce numai în intervalul $\delta\tau$ marginit de P sau P, *b*) — intervalul $\delta\tau$ scade pe măsură ce crește numărul de cicluri de solicitare. În orice caz nu se produce deformația axial la valori $\tau(Q)$ și $\tau(\bar{Q}) = 0$.

Se vede deci că definiția convențională după care limita de curgere este marcată de apariția deformației plastice neliniare este insuficientă. În particular definirea efectului Bauschinger prin limita de curgere la solicitări în sens opus apare ca nesemnificativă.

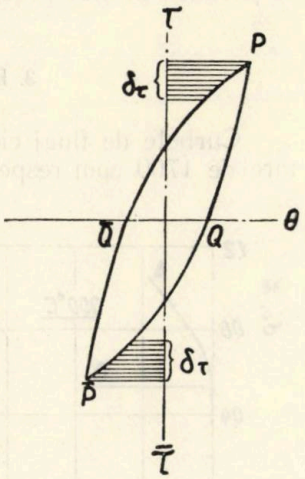


Fig. 3. În domeniul $\delta\tau$ haşurat se produce curgerea efectivă. Domeniul $\delta\tau$ se reduce spre punctele P și $\bar{P}$ o dată cu mărimea numărului de cicluri de solicitare.

2. FLUAJUL PROVOCAT DE SOLICITĂRI CICLICE

Modul în care intervalul $\delta\tau$ descreşte în timpul solicitării ciclice este convenabil evidențiat dacă se reprezintă deformația axială $\Sigma\delta\varepsilon$ în funcție de numărul de cicluri, sub forma unei curbe de fluaj ciclic.

Observațiile experimentale arată că deformațiile fluajului ciclic cresc la început pentru ca apoi să tindă spre o valoare stabilizată concomitent cu realizarea stării stabilizate și pentru bucla de histereză a caracteristicii moment/unghi de răsucire.

În această stare— așa cum se arată în continuare — fluajul pentru unele metale ca de exemplu cuprul ecruisat [2] alama 70/30 recoaptă [3] și fierul recopt [4] încetează complet.

Rezultă că în aceste metale $\delta\tau \to 0$ și se atinge o stare stabilizată a curgerii definită de valorile σ și $\pm\tau(P)$.

În alte metale așa cum este cuprul recopt, sau aluminiul, fluajul nu încetează înainte de rupere. Intervalul $\delta\tau$ are o valoare finită și aceste metale nu manifestă niciodată o stare stabilizată a curgerii.

În încercările prezentate în continuare s-au determinat curbele de fluaj ciclic, pentru unele metale în stare recoaptă ca alama 70/30, cuprul, fierul și titanul. Epruvetele încercate au avut formă tubulară cu lungimea calibrată de 1 1/2 țoli, diametrul exterior de 1/4 țoli și diametrul interior de 3/10 țoli. La efectuarea încercărilor cu o mașină special concepută în acest scop s-a aplicat mai întîi tensiunea axială σ. După ce deformația datorită lui σ a încetat s-a aplicat solicitarea de torsiune alternantă $\pm\theta$. Această ultimă solicitare a provocat din nou o deformare axială. Deformația cumulată $\Sigma\delta\varepsilon$ în N cicluri a fost reprezentată în figurile care urmează. În toate cazurile θ și σ au fost suficient de mici pentru a permite aplicarea unui număr mare de cicluri N pînă la rupere, astfel ca deformația înregistrată să nu fie în-

fluențată de prezența fisurilor prin oboseală. Unele încercări s-au efectuat la temperaturi mai mari decît cele normale însă nu atît de mari încît să apară fenomenul de fluaj termic. S-a asigurat astfel că deformația înregistrată să se producă în mod practic numai prin fluaj ciclic.

3. EFECTUL VITEZEI DE SOLICITARE

Curbele de fluaj ciclic s-au obținut în încercări cu frecvențe de solicitare de 1700 cpm respectiv 12 cpm. În *figurile 4, 5, 6* se arată curbele rezultate pentru cupru, fier și alamă încercate în aceleași condiții la temperaturi diferite. Titanul s-a comportat la fel ca și fierul.

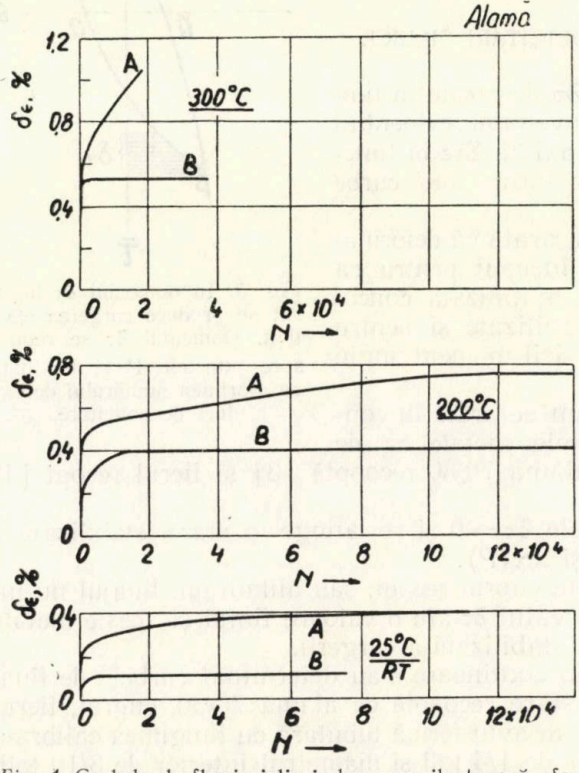


Fig. 4. Curbele de fluaj ciclic indus, care ilustrează efectul frecvenței de solicitare pentru alama 70/30 recoaptă (A 1 700 c.p.m., B 12 c.p.m., θ=0,003; σ=2 000 psi).

Din analiza acestor curbe rezultă că deformația prin fluaj depinde de frecvența solicitării. Dar, în timp ce viteza de fluaj ciclic pentru cupru și fier este mai mare la frecvențe mici de solicitare, cea a alamei este însă mai mică. În general este de așteptat că la o frecvență mică de solicitare să se producă o deformație prin fluaj mai mare deoarece un ciclu de solicitare la torsiune este realizat într-un interval de timp mai mare și astfel există un timp mai mare la dispoziție pentru producerea deformației axiale. Comportarea anormală a alamei sugerează însă că această regulă generală poate să nu fie urmată de un aliaj. Acest lucru este posibil mai ales la alamă deoarece atomii de cupru și zinc dezvoltă probabil în stare de echilibru o ordonare pe distanță scurtă sau un efect de îngrămădire. Deplasarea relativă produsă prin alunecare în timpul deformării este de așteptat să distrugă structura de ordonare. Într-o structură dezordonată, atomii fiind

liberi de forțele de ordonare, vor prezenta o mobilitate mai mare. Mai mult ei vor fi cu atît mai mobili cu cît frecvența de solicitare ciclică va fi mai mare deoarece ei vor avea mai puțin timp la dispoziție pentru a se reîntoarce în starea de ordonare. In acest fel se poate explica creșterea vitezei de fluaj la alamă odată cu creșterea frecvenței de solicitare.

Observația cea mai importantă rezultată din aceste încercări constă în aceea că dependența curgerii și a ecruisării de frecvența de solicitare este mai pronunțată în condițiile torsiunii repetate combinată cu tracțiunea statică, decît în condițiile torsiunii repetate sau a tracțiunii statice aplicate separat. Comportarea specială a alamei, indică că predicția dependenței de frecvența de solicitare nu se poate face cu suficientă acuratețe în cadrul actualelor teorii. Aceasta se poate determina numai experimental.

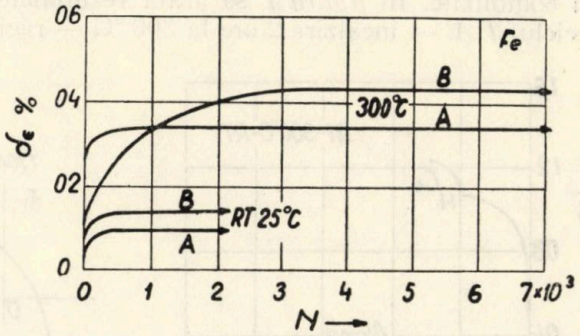


Fig. 5. Curbele de fluaj ciclic indus, care ilustrează efectul frecvenței de solicitare pentru fierul recopt. (A 1 700 c.p.m., B 12 c.p.m., θ=0,003; σ=2 000 psi).

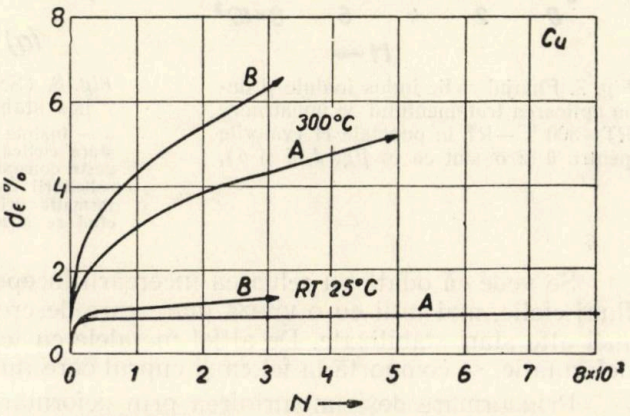


Fig. 6. Curbele de fluaj ciclic indus, care ilustrează efectul frecvenței de solicitare pentru cuprul recopt. (A 1 700 c.p.m., B 12 c.p.m., θ=0,003, σ=2 000 psi).

4. EFECTUL UNUI CICLU DE INCALZIRE

Fierul, alama și titanul spre deosebire de cupru prezintă un efect de îmbătrînire prin deformare. Incercările care se vor descrie s-au făcut în scopul de a stabili dacă tratamentul de îmbătrînire prin deformare, conduce la creșterea rezistenței la curgere în fier, alamă și titan în condițiile solicitărilor combinate de torsiune ciclică și tracțiune statică, așa cum se produce de fapt atunci cînd aceste solicitări acționează separat.

Epruvetele au fost deformate prin fluaj ciclic pentru diferiți parametri $\pm\theta$ și σ la temperatura ambiantă ($R.T.\approx 23\,°C$) pînă cînd s-a atins starea

stabilizată, adică fluajul axial a încetat, sau în cazul cuprului a devenit foarte mic. Încercările au fost întrerupte și epruvetele au fost supuse la un tratament termic tipic pentru îmbătrînirea prin deformație în cazul solicitărilor monoaxiale. După răcire epruveta a fost supusă din nou la solicitări combinate. În *figura 7* se arată rezultatele pentru tratamentul termic cu ciclul *T.A.* — încălzire 2 ore la 300 °C — răcire la *T.A.*

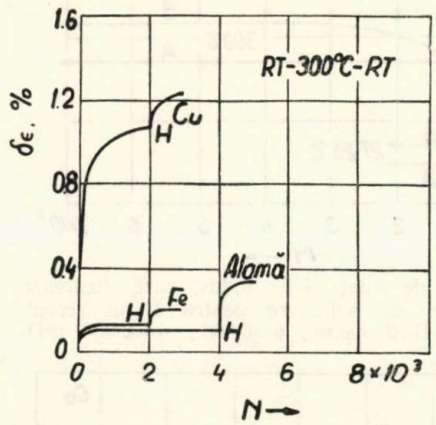


Fig. 7. Fluajul ciclic indus înainte și după aplicarea tratamentului de îmbătrînire RT→300 °C→RT în punctele H (valorile pentru θ și σ sînt ca în *fig. 4, 5* și *6*).

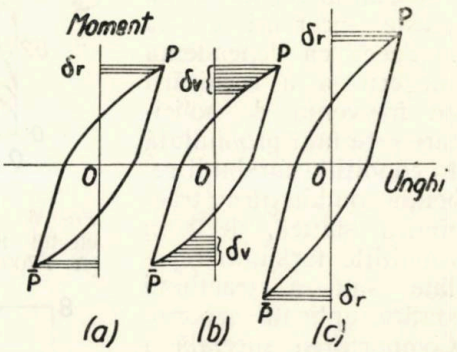


Fig. 8. (Schematic). Perturbarea stării ciclice stabilizate prin tratament termic.

a — înainte de tratament, $\delta\tau$ este mic în prima stare ciclică stabilizată; *b* — tratamentul lărgește domeniul $\delta\tau$; *c* — după tratament, datorită solicitării ciclice se produce în continuare deformația prin fluaj iar $\delta\tau$ se îngustează pînă cînd se atinge a doua stare stabilă de fluaj.

Se vede că odată cu reluarea încercării începe și deformația axială prin fluaj ciclic, mai întîi cu o viteză mare care descrește apoi pînă la atingerea unei alte stări stabilizate. De altfel metalele cu tendință de îmbătrînire prin deformație, se comportă la fel ca și cuprul care nu prezintă această tendință.

Prin urmare deși îmbătrînirea prin deformare conduce la creșterea rezistenței la curgere în încercările unde solicitările sînt sau statice sau ciclice uniaxiale, aceasta nu se produce însă în încercări unde o componentă a tensiunii variază ciclic ca în cazul de față. Deci îmbătrînirea prin deformare micșorează rezistența la curgere prin mărirea intervalului $\delta\tau$ așa cum se indică în *figura 8.*

5. EFECTUL UNUI CICLU DE RĂCIRE

Multe organe de mașini — ca de exemplu organele mașinilor termice — funcționează la temperaturi ridicate răcindu-se în timpul opririlor sau perioadelor de nefuncționare.

Încercările care se prezintă în continuare pun în evidență efectul unui ciclu termic de încălzire-răcire asupra fluajului ciclic.

În aceste încercări s-a atins starea stabilă ciclică la o temperatură ridicată. Încercarea a fost întreruptă și apoi epruveta a fost răcită și menținută la temperatura camerei. După menținere epruveta a fost reîncălzită și încercarea continuată. *Figurile 9, 10* și *11* arată rezultatele obținute pentru un ciclu termic : încercarea la 300 °C — menținere la temperatura ambiantă — încercare la 300 °C.

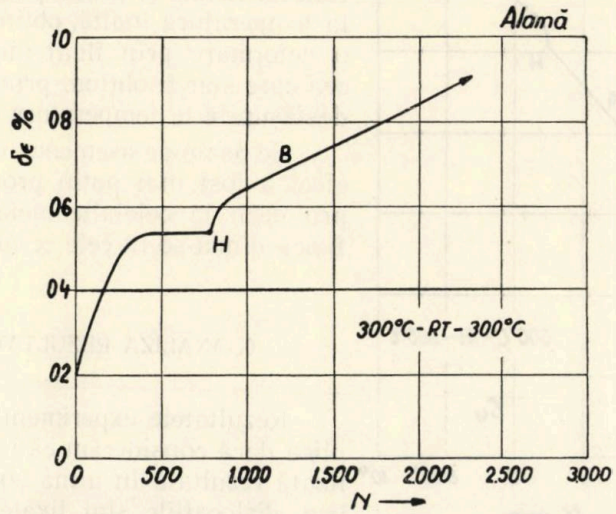


Fig. 9. Curbele de fluaj ciclic indus pentru alamă înainte și după un ciclu de răcire 300 °C→RT→300 °C aplicat în punctul H (valorile θ și σ aceleași ca în *fig. 4*).

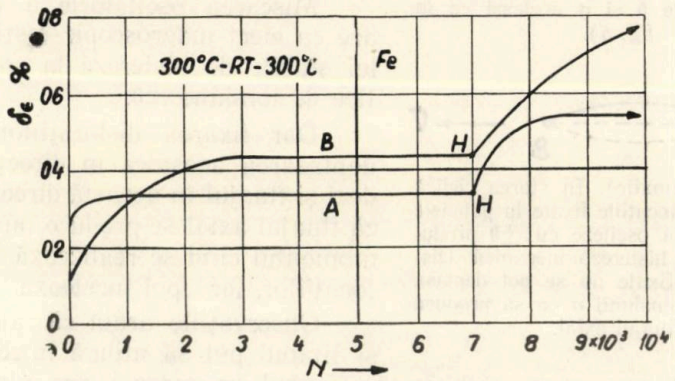


Fig. 10. Curbele de fluaj ciclic indus pentru fier înainte și după un ciclu de răcire 300 °C→RT→300 °C aplicat în punctul H (valorile θ și σ aceleași ca în *fig. 5*).

Din nou titanul s-a comportat similar cu fierul.

Se poate vedea că în cazul alamei și fierului ciclul termic aplicat reduce limita de curgere efectivă ca și în *figura 8*; în aceste condiții metalul prezintă o nouă perioadă de fluaj pentru ca apoi să atingă o nouă stare stabilă. A fost posibilă repetarea creșterii deformației axiale datorită fluajului prin repetarea ciclului termic și prin repetarea răcirii de la temperatura înaltă, obținîndu-se astfel o deformare prin fluaj mai mare decît cea care s-ar fi obținut printr-o încercare desfășurată la temperatură constantă.

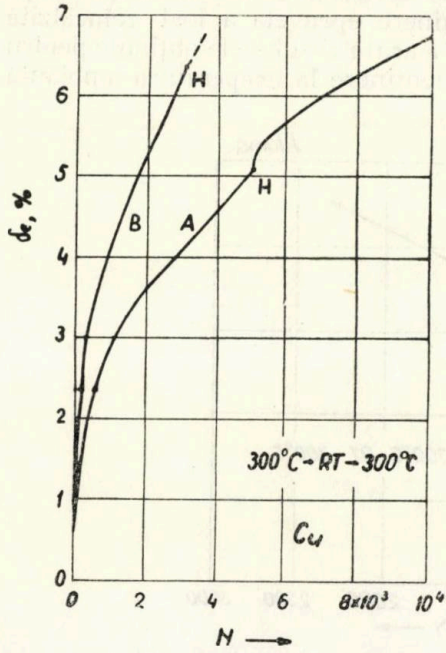


Fig. 11. Curbele de fluaj ciclic pentru cupru înainte și după un ciclu de răcire 300 °C→RT→300 °C aplicat în punctul H (valorile θ și σ aceleași ca în *fig. 6*).

Se poate de asemenea vedea că acest efect a fost mai puțin pronunțat la cupru decît la celelalte metale, explicația fizică dîndu-se în cele ce urmează.

6. ANALIZA REZULTATELOR

Rezultatele experimentale se pot explica dacă considerăm că în starea stabilizată rezultată în urma solicitărilor ciclice, dislocațiile sînt fixate avînd totuși posibilitatea să execute mișcări oscilatorii între punctele de fixare (*fig. 12*).

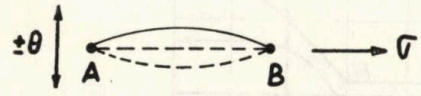


Fig. 12. (Schematic). În starea ciclică stabilizată, dislocațiile fixate în punctele A și B, pot să oscileze cu ±θ producînd bucla de histereză mecanică. Dislocațiile fiind fixate nu se pot deplasa sub acțiunea tensiunii σ ca să producă fluajul axial.

Mișcarea oscilatorie a dislocațiilor are ca efect macroscopic instituirea buclei stabile de histereză la solicitări ciclice de torsiune ±θ.

Dar fixarea dislocațiilor împiedică deplasarea acestora în direcția lui σ și deci și fluajul în această direcție. Rezultă că fluajul axial se produce numai pînă în momentul cînd se realizează fixarea dislocațiilor, iar apoi încetează.

Observațiile arată că alama, fierul și titanul pot să atingă în cursul solicitărilor ciclice o stare stabilizată. Cuprul se apropie der nici-odată nu o atinge; acest lucru este de așteptat deoarece în cupru dislocațiile se separă în dislocații parțiale extinse care au o mobilitate mai mică.

Ciclurile termice au ca efect perturbarea stării stabile ciclice. Deci după fiecare întrerupere a solicitării, starea ciclică stabilă trebuie să se reinstaleze din nou. In timp ce aceasta se realizează se produce și deformația axială prin fluaj.

Perturbarea stării stabile este de așteptat să se producă în metalele cu tendință de îmbătrînire prin deformație deoarece este cunoscut că la acestea dislocațiile și punctele de fixare ale acestora se redistribuie cu ușurință. Astfel cuprul după cum se și observă va evidenția mai puțin acest efect.

In concluzie rezultatul cel mai important al prezentului studiu constă în evidențierea faptului că deformarea efectivă asociată unei bucle de histerezã se produce într-un interval $\delta\tau$ în vecinătatea valorilor maxime ale tensiunilor tangențiale și nu în punctele de tensiune tangențială nulă de unde în fiecare ciclu se produce o deformare plastică neliniară ; în al doilea rînd intervalul $\delta\tau$ variază cu numărul de cicluri și depinde de tratamentul termic aplicat, iar în al treilea rînd unele metale — ca spre exemplu — cuprul — nu ating niciodată o stare de curgere stabilizată în condițiile solicitărilor ciclice de torsiune $\pm\theta$ și tracțiune adițională σ, intervalul $\delta\tau$ menținîndu-și o lungime finită chiar și atunci cînd parametrii $\pm\theta$ și σ ai solicitării sînt mici.

BIBLIOGRAFIE

1. W. A. Wood: (1967) *Acta Met.*, 15, 841.
2. M. E. Packer, W. A. Wood: (1964) *J. Inst. Metals* (London), 92, 413.
3. W. A. Wood, W. H. Reimann: (1965) *Columbia University Tech. Rep. Nonr.*, (*91*), 18, 266.
4. W. H. Reimann, W. A. Wood: (1964) *Trans .AIME*, 230, 1327.
5. W. A. Wood, S. M. Cousland: (1963) *Joint Internat. Conf. on Creep*, (London) , 25.
6. M.Ronay: (1965) *Columbia University Tech. Report Nonr.* (*94*), 16, 266.

CURBELE DE DURABILITATE IZOPROBABILĂ LA ÎNCERCĂRILE CU SOLICITĂRI REPETATE

D. CIOCLOV

Centrul de cercetări tehnice al Bazei Academiei R. S. România — Timișoara

În lucrare se stabilește forma analitică a curbelor de durabilitate izoprobabilă (σ-N-P) pentru cazul cînd rezultatele experimentale urmează o distribuție normală sau o distribuție de tip Weibull. S-a considerat cazul general cînd caracteristica de împrăștiere a acestor distribuții este variabilă în raport cu durabilitatea sau cu nivelul tensiunii de încercare. S-au dat formele analitice particulare ale curbelor (σ-N-P) pentru cazurile cînd caracteristica de împrăștiere a distribuțiilor menționate este constantă sau liniar variabilă în raport cu o transformată a lui N sau σ.

Rezultatele teoretice au condus la stabilirea unei metodologii de ajustare a rezultatelor experimentale în curbe (σ-N-P). În final metodologia de ajustare este exemplificată pentru un oțel carbon OLC 45.

1. INTRODUCERE

Experiența evidențiază că răspunsul materialelor la solicitări repetate are un caracter aleator.

Caracterul aleator al fenomenului de oboseală a materialelor prin solicitare cu sarcini repetate, se datorește unor cauze numeroase. Unele sînt inerente procesului fizic de nucleație și propagare a ruperii, altele sînt asociate condițiilor tehnologice de elaborare și prelucrare a probelor încercate, la care se mai adaugă cauze provenite din tehnica experimentală de încercare.

Cunoașterea caracteristicilor numerice asociate variabilei aleatoare (v.a.) care descrie durabilitatea este de primă importanță atît pentru practica constructivă în vederea stabilirii unei corelații judicioase între indicii de fiabilitate împotriva ruperii și economicitatea construcțiilor mecanice, cît și pentru practica controlului de calitate în industria de elaborare a materialelor.

Comportarea unui material la solicitări repetate se determină în general prin încercări cu sarcini repetate cu amplitudini constante care stabilesc o relație empirică — sub forma curbelor de durabilitate — între nivelul amplitudinilor constante de tensiune σ și durabilitatea N exprimată în cicluri sau timp de solicitare. Deoarece caracterul aleator al procesului de oboseală reflectă existența unei împrăștieri a rezultatelor experimentale înregistrate, o descriere completă impune deci cunoașterea nivelului de probabilitate P cu care se realizează o pereche de valori experimentale (σ, N), adică cunoașterea unei relații de forma :

$$P=F(\sigma, N) \tag{1}$$

Dar încercările cu amplitudini constante σ_i pun în evidență numai funcția de repartiție a durabilității la acest nivel de tensiune :

$$P=F(\sigma_i, \mathrm{N}) \tag{2}$$

Cunoașterea funcției (1) implică cunoașterea modificării funcției de repartiție (2) a durabilității, în raport cu amplitudinea de tensiune σ_i.

Relația (1) definește în planul (σ, N) o familie de curbe de durabilitate izoprobabilă sau curbele σ—N—P, sau încă curbele σ—N de izoprobabilitate, fiecare curbă corespunzînd unei probabilități constante de realizare a ruperii.

Uneori prin experiență — așa cum este cazul încercărilor de răspuns — se pune în evidență funcția de repartiție a distribuției rezistenței la solicitări repetate pentru o durabilitate prescrisă N_j:

$$P=F(\sigma, N_j) \tag{3}$$

In acest caz cunoașterea funcției (1) implică cunoașterea modificării funcției (3) în raport cu durabilitatea prescrisă N_j.

Interpretarea geometrică a funcțiilor (1), (2) și (3) este arătată în *figura 1*.

W. Weibull a stabilit forma analitică a funcției (1) pentru cazul cînd funcțiile de repartiție exprimate prin (2) și (3) corespund unei distribuții de tip Weibull [1], [2]. Utilizînd pentru curbele σ—N relația propusă de Stromeyer [3], care în prezent este larg utilizată în practică, Weibull a tratat cazurile cînd parametrul distribuției care caracterizează împrăștierea este independent de nivelul tensiunii, respectiv este independent de nivelul durabilității. Pentru aceste cazuri în coordonate care liniarizează relația Stromeyer, funcția (1) reprezintă un fascicul de drepte paralele.

Experiența arată însă că pentru numeroase materiale metalice și nemetalice rezultatele experimentale nu se pot încadra în cele două cazuri menționate mai sus. Pe de-o parte rezultatele experimentale urmează uneori suficient de bine o distribuție normală, iar pe de altă parte parametrul dis-

tribuției caracteristic împrăștierii variază în funcție de nivelul de tensiune sau de durabilitate.

Pentru aceste condiții se vor stabili în continuare formele analitice generale ale curbelor de durabilitate izoprobabilă.

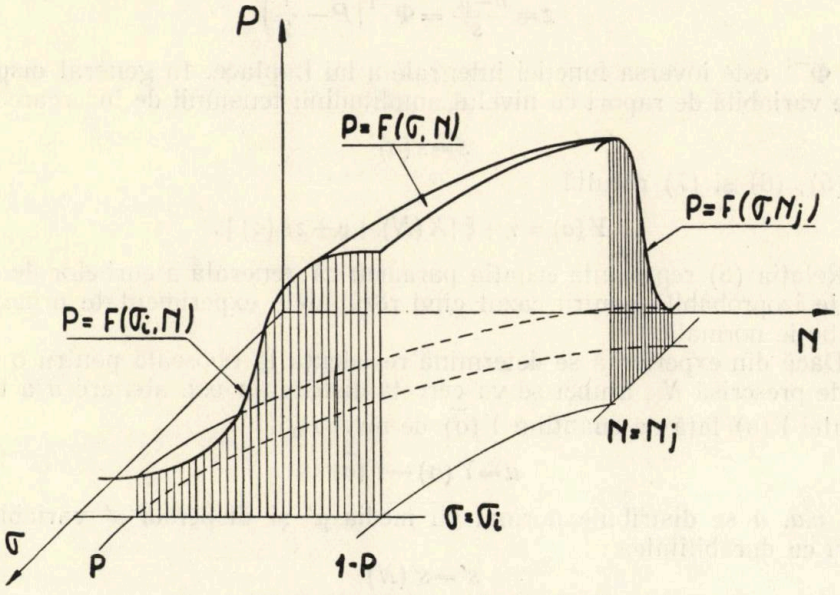


Fig. 1. Schema legăturii funcționale $P=F(\sigma, N)$.

2. FORMA ANALITICA A CURBELOR DE DURABILITATE IZOPROBABILA (σ—N—P)

Se poate găsi un nivel de probabilitate P , pentru care două transformări $X(N)$ și $Y(\sigma)$ să liniarizeze relația (1). Dacă $X(N)$ este cuantilul corespunzător probabilității P_0, atunci :

$$X(\breve{N}) = \frac{Y(\sigma) - \eta}{\xi} \tag{4}$$

Funcțiile Y și X conțin constante caracteristice materialului, geometriei probei, tipului de solicitare și nivelului de probabilitate P_0.

Cu *v.a.* de argument $X(N)$ să formăm *v.a.* abatere față de cuantilul $X(\breve{N})$.

$$v = X(\breve{N}) - X(N) = \frac{Y(\sigma) - \eta}{\xi} - X(N) \, . \tag{5}$$

In continuare se vor considera cazurile — cele mai importante pentru practica experimentală — cînd *v.a.* v urmează o distribuție normală sau o distribuție de tip Weibull.

2.1. Cazul distribuției normale ; dacă *v.a.* v se distribuie normal cu media μ și dispersia s, atunci distribuția normată corespunzătoare va avea argumentul z definit de relația :

$$z=\frac{v-\mu}{s}=\Phi^{-1}\left(P-\frac{1}{2}\right) \tag{6}$$

unde Φ^{-1} este inversa funcției integrale a lui Laplace. În general dispersia s este variabilă de raport cu nivelul amplitudinii tensiunii de încercare :

$$s=s(\sigma) \tag{7}$$

Din (5), (6) și (7) rezultă

$$Y(\sigma)=\eta+\xi[X(N)+\mu+zs(\sigma)]. \tag{8}$$

Relația (8) reprezintă ecuația parametrică generală a curbelor de durabilitate izoprobabilă pentru cazul cînd rezultatele experimentale urmează o distribuție normală.

Dacă din experiență se determină rezistența la oboseală pentru o durabilitate prescrisă N_0, atunci se va cerceta distribuția *v.a.* abatere u a transformatei $Y(\sigma)$ față de cuantilul $Y(\widetilde{\sigma})$ de nivel P_0 :

$$u=Y(\sigma)-Y(\widetilde{\sigma}) \tag{9}$$

Dacă *v.a.* u se distribuie normal cu media μ' și dispersia s' variabilă în raport cu durabilitatea :

$$s'=s'(N) \tag{10}$$

atunci din (4), (9) și 10) rezultă :

$$Y(\sigma)=\xi X(N)+\eta+\mu'+zs'(N). \tag{11}$$

Relația (11) este analogă relației (8) și este adaptată pentru încercările de răspuns.

Observații.

a) Dacă s = const., sau s' = const., atunci așa cum este ilustrat în *figura 2 a* în coordonatele X și Y relațiile (8) și (11) reprezintă un fascicul de drepte paralele cu coeficientul unghiular ξ.

b) Dacă s, variază liniar în raport cu $Y(\sigma)$;

$$s=A_0+A_1Y(\sigma) \tag{12}$$

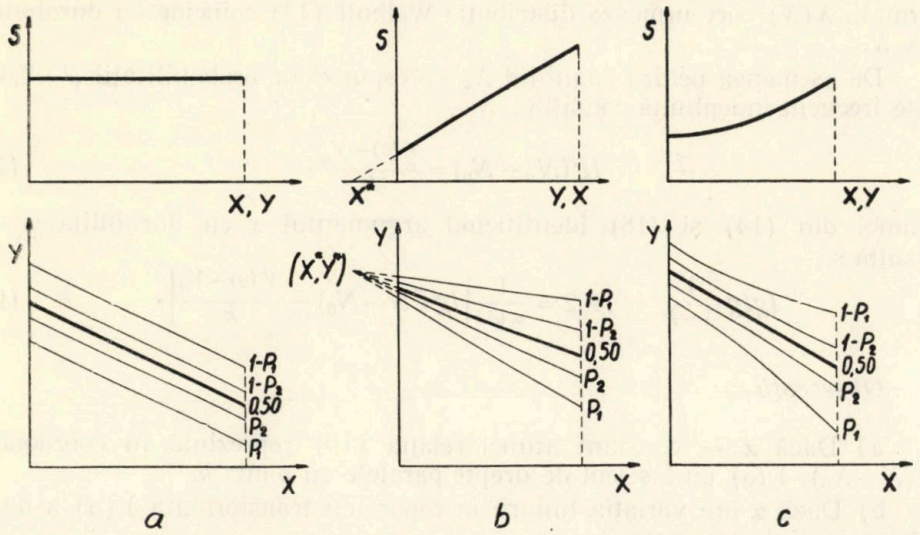
atunci așa cum este ilustrat în *figura 2 b* în coordonare X și Y, relația (8) reprezintă un fascicul de drepte concurente în punctul de coordonate :

$$X^*=-\left(\frac{A_0}{\xi A_1}+\frac{\eta}{\xi}+\mu\right); \qquad Y^*=-\frac{A_0}{A_1} \tag{13}$$

În mod analog dacă s' variază liniar în raport cu $X(N)$ atunci relația (11) reprezintă în coordonate X, Y un fascicul de drepte concurente.

c) Pentru cazul sînd s variază după alte funcții, relațiile (8) sau (11) reprezintă un fascicul de curbe cu punctele de intersecție cu o dreaptă $Y=$ $=$constant (sau $X=$constant) simetrice față de dreapta (4) valabilă pentru nivelul median, așa cum se ilustrează în *figura 2 c*.

d) Dacă P_0 este nivelul median atunci $\mu=\mu'=0$.



Fgi. 2. Schema legăturii între variația dispersiei și alura curbelor de durabilitate izoprobabilă: *a* s — este constant; *b* s — are o variație liniară; *c* s — are o variație oarecare.

2.2. Cazul distribuției Weibull; funcție de repartiție a acestei distribuții este:

$$P=1-\exp\left[-\left(\frac{x-x_0}{x_a-x_0}\right)^{1/\alpha}\right] \tag{14}$$

unde x_0 este marginea inferioară a argumentului x pentru care $P=0$, x este argumentul corespunzător probabilității $P=0{,}632$ iar α este un parametru caracteristic împrăștierii. Dacă argumentul x se identifică cu variabila *v.a.* v definită de relația (4) iar $x_0=v_0$ este constant pentru toate nivelele de tensiune, atunci:

$$\left(ln\frac{1}{1-P}\right)^{\alpha}=\frac{Y(\sigma)-\eta-\xi(X(N)+v_0)}{Y(\sigma)-\eta-\xi(X_a(N)+v_0)}. \tag{15}$$

Parametrul α care caracterizează împrăștierea distribuției Weibull este în general variabil cu nivelul amplitudinii tensiunii de încercare.

$$\alpha=\alpha(\sigma) \tag{16}$$

Din relațiile (4) (15) și (16) rezultă :

$$Y(\sigma)=\eta+\xi v_0+\xi\left[X(N)-\left(ln\frac{1}{1-P}\right)^{a(\sigma)}X_a(N)\right]\left[1-\left(ln\frac{1}{1-P}\right)^{a(\sigma)}\right]^{-1} \quad (17)$$

Relația (17) reprezintă ecuația generală parametrică a curbelor de durabilitate izoprobabilă pentru cazul cînd rezultatele experimentale urmează o distribuție de tip Weibull. În practică se întîlnește frecvent cazul cînd transformata $X(N)$ care urmează distribuția Weibull (14) coincide cu durabilitatea N.

De asemenea pentru cuantilul N_a corespunzător probabilității $P=0{,}632$ este frecvent îndeplinită condiția :

$$lg(N_a-N_0)=\frac{Y(\sigma)-Y_a}{k}. \quad (18)$$

Atunci din (14) și (18) identificînd argumentul x cu durabilitatea N, rezultă :

$$lglg\frac{1}{1-P}+0{,}362=\frac{1}{\alpha(\sigma)}\left[lgCN-N_0)-\frac{Y(\sigma)-Y_a}{k}\right]. \quad (19)$$

Observații :

a) Dacă α = constant atunci relația (19) reprezintă în coordonate $\lg(N-N_0)$; $Y(\sigma)$ un fascicul de drepte paralele cu panta k.

b) Dacă α are variația liniară în raport cu transformata $Y(\sigma)$ a nivelul tensiunii de încercare :

$$\alpha=B_0+B_1Y(\sigma) \quad (20)$$

atunci relația (20) reprezintă din cordonate $Y(\sigma)$, $\lg(N-N_0)$ un fascicul de drepte concurente în punctul de coordonate :

$$lg(N^*-N_0)=-\left(\frac{Y_a}{k}+\frac{B_0}{kB_1}\right); \qquad Y^*(\delta)=-\frac{B_0}{B_1}. \quad (21)$$

c) În mod analog se tratează cazul cînd din experiență se determină rezistența la oboseală pentru un număr prescris de cicluri. În acest caz argumentul x al distribuției Weibull se identifică cu transformata $Y(\sigma)$.

3. LINIARIZAREA RELAȚIEI (σ—N)

Practica a impus mai multe relații de ajustare a rezultatelor experimentale de oboseală corespunzătoare unui nivel de probabilitate constant. Cele mai uzuale relații sînt :

$$(\sigma-\sigma_a)N^a=K \quad (27)$$

$$10^{(\sigma-\sigma_a)}N^m=C \tag{23}$$

$$\sigma N^{a_1}=\sigma_d N_0^{a_1} \qquad (N<N_0) \tag{24}$$

$$10^{\sigma}N^{m_1}=10^{\sigma_d}N_0^{m_1} \qquad N<N_0 \tag{25}$$

unde σ, a, a_1, m, m_1, K, C și N_0 sînt constante caracteristice materialului, geometriei probei, tipului de solicitare și nivelului de probabilitate considerat. Relația (22) (Stromeyer [3]) și relația (23) au o alură asimptotică pentru $N\to\infty$. Relațiile (24) și (25) sînt definite numai pentru $N<N_0$.

Se observă că prin logaritmare toate relațiile de mai sus se pot aduce la o formă liniară. Adică pentru toate cazurile

$$X(N)=\lg N. \tag{26}$$

Relația (22) mai poate fi liniarizată și dacă se consideră transformarea:

$$X(N)=N_{-a}. \tag{27}$$

4. METODOLOGIA PRACTICĂ DE AJUSTARE A REZULTATELOR EXPERIMENTALE ÎN CURBE σ-N-P

Nu există rațiuni apriorice pentru a decide dacă rezultatele experimentale obținute la încercarea unui material cu solicitări repetate, pun în evidență o distribuție normală sau de tip Weibull, sau justifică alegerea uneia din relațiile (22)—(25). Metodologia practică cu toate că presupune unele tatonări se poate desfășura în general după următoarea metodologie:

a) Deoarece transformarea $X(N)=\lg N$ concordă în general cu rezultatele experimentale, logaritmii durabilităților înregistrate la un nivel constant de tensiune σ_i, se ordonează într-un șir crescător. Fiecărei valori de rangul j din șir i se atribuie un nivel de probabilitate cumulată, determinat din relația [4]:

$$P_j=\frac{j_i}{n+1} \tag{26}$$

unde n — este numărul total al termenilor din șir. Uneori se utilizează și alte relații [5], [6], [7] care conduc la valori apropiate de cele rezultate din relația (26). Probabilitățile P se pot de asemenea determina pe cale teoretică prin metodele statisticii ordinei [8].

b) Perechea de valori ($\lg N_j, P_j$) se reprezintă grafic într-un sistem de axe cu ordonata la o scară funcțională corespunzătoare probabilității cumulate definită de distribuția normală sau Weibull. Dacă punctele experimentale se înscriu pe o dreaptă atunci caracteristica $\lg N$ urmează distribuția considerată. Estimarea parametrilor distribuției se poate face prin

metoda celor mai mici pătrate sau prin metoda estimatorilor lineari [9]. Dacă rezultatele experimentale nu urmează distribuția presupusă atunci se caută o altă transformată a lui N (sau a lui σ) — spre exemplu cea dată de relația (27).

c) Se estimează parametrii de dispersie s sau α și se stabilesc prin metoda celor mai mici pătrate curbele de regresie (7), (10) sau (16).

d) Pentru caracteristica pentru care s-au determinat parametrii distribuției se determină un nivel de probabilitate pentru care rezultatele experimentale să se liniarizeze conform uneia din relațiile (22) ÷ (25). Se determină prin metoda celor mai mici pătrate parametrii η, ξ sau Y_a, și k.

În acest fel s-au determinat toți parametrii cuprinși în relațiile (8), (11) sau (17) și (19).

5. Exemplu: Pentru un oțel OLC 45 (STAS 880-66) s-au obținut în încercări de răspuns prin metoda treptelor, corespunzător durabilității limită N, rezistențele la solicitări repetate, indicate în *tabela 1* [10]. În aceeași tabelă se indică și dispersiile s' determinate în ipoteza că rezistențele se distribuie normal.

Tabela 1.

Nr. crt	Durabilitatea limită în cicluri $N.\ 10^{-6}$	Valoarea estimativă a rezistenței medii la oboseală Kgf/mm²	Valoarea estimativă a abaterii standard s kgf/mm²
1	0,02	41,15	0,57
2	0,1	35,02	0,91
3	0,5	31,79	0,88
4	2	30,92	0,90
5	10	30,85	0,88

NOTĂ: Pentru fiecare nivel al durabilității limită s-au încercat în medie 30 de epruvete.

S-a găsit, prin încercări succesive, prin metoda celor mai mici pătrate, că între mediile (deci pentru nivelul $P_0=0{,}50$) rezistenței σ și durabilitățile limită N există relația empirică de tip Stromeyer (22)

$$\sigma=30{,}6+6\,930\,N^{-0{,}65} \tag{27}$$

care este reprezentată în *figura 3.*

Tot prin metoda celor mai mici pătrate s-a stabilit regresia liniară între dispersia s' și caracteristica de durabilitate $N^{-0{,}65}$:

$$s'=0{,}930-205\,N^{-0{,}65} \tag{28}$$

ilustrată în *figura 4.*

Introducînd parametrii $\xi=6\,930$; $\eta=30{,}6$; $A_1=0{,}930$; $A_2=-205$ determinați din relațiile (27) și (28) în relația (11), se stabilește pentru oțelul studiat ecuația familiei curbelor de durabilitate izoprobabilă care în coordonate σ, $N^{-0{,}65}$ — așa cum se arată în *figura 3* — reprezintă un fascicul de drepte concurente de ecuație:

$$\sigma=30{,}6+0{,}930z+(6\,930-205z)N^{-0{,}65}. \tag{29}$$

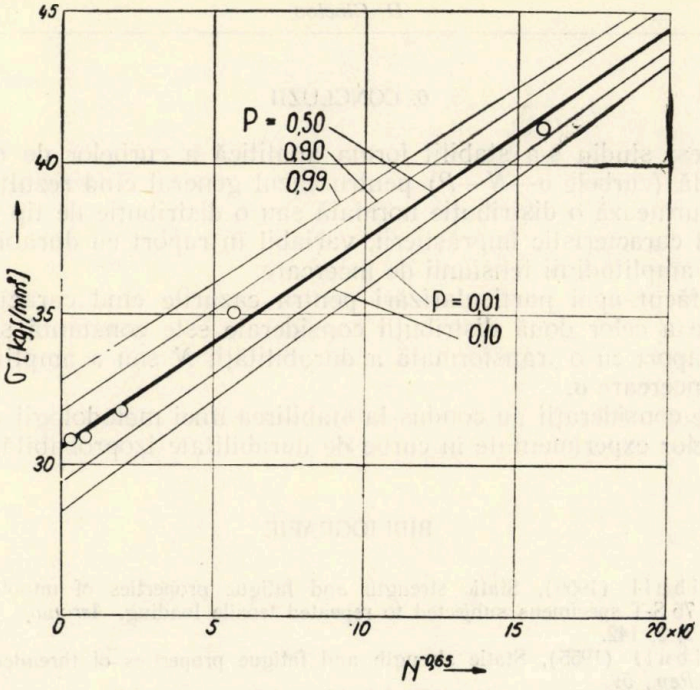


Fig. 3. Dreptele de durabilitate izoprobabilă pentru un oțel OLC 45. Punctele experimentale corespund nivelului de probabilitate P_0= =0,50 conform *tabelei 1.*

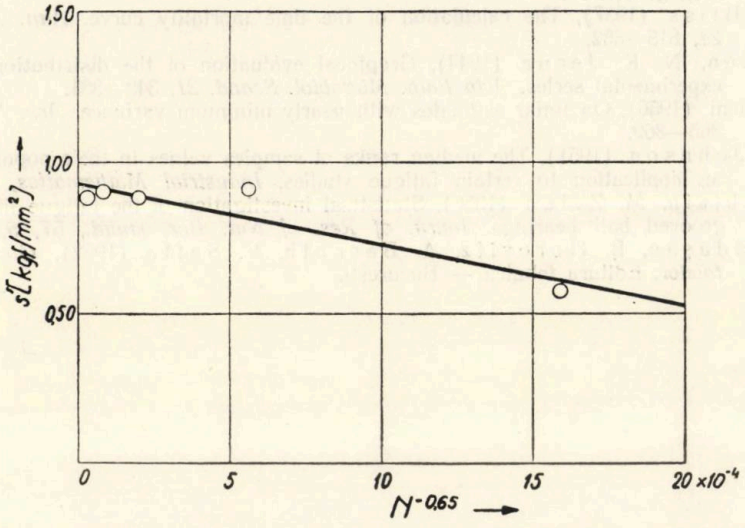


Fig. 4. Regresia liniară a dispersiei rezistenței la oboseală a unui oțel OLC 45 în raport cu caracterizarea de durabilitate $N^{-0,65}$.

6. CONCLUZII

În acest studiu s-a stabilit forma analitică a curbelor de durabilitate izoprobabilă (curbele σ—N—P) pentru cazul general cînd rezultatele experimentale urmează o distribuție normală sau o distribuție de tip Weibull cu parametrul caracteristic împrăștierii, variabil în raport cu durabilitatea sau cu nivelul amplitudinii tensiunii de încercare.

S-au făcut apoi particularizări pentru cazurile cînd caracteristica de împrăștiere a celor două distribuții considerate este constantă sau variază liniar în raport cu o transformată a durabilității N sau a amplitudinii tensiunii de încercare σ.

Aceste considerații au condus la stabilirea unei metodologii de ajustare a rezultatelor experimentale în curbe de durabilitate izoprobabilă.

BIBLIOGRAFIE

1. W. Weibull (1956), Static strength and fatigue properties of unnotched circular 75 S-T specimens subjected to repeated tensile loading. *Aeronaut. Engng. Rev.*, 2, *2*, 142.
2. W. Weibull (1955), Static strength and fatigue properties of threaded bolts. *FFA Rep., 59.*
3. C. E. Stromeyer (1914), The determination of fatigue limits under alternating stress conditions. *Proc. Roy. Soc.* A. *90*, 411—425.
4. W. Weibull (1939), A statistical theory of strength of materials. *Proc. Roy. Acad. Engng. Sci. 15.*
5. C. J. Bliss (1937), The calculation of the time mortality curve. *Ann. Appl. Biol. 24,* 815—852.
6. J. Ipsen, N. K. Jerne (1944), Graphical evaluation of the distribution of small experimental series. *Acta Path. Microbiol. Scand. 21,* 343—361.
7. G. Blom (1956), On liniar estimates with nearly minimum variance. *Ark. Mat.*, 3, *31,* 365—369.
8. L. G. Johnson (1951), The median ranks of samples values in their population with an application to certain fatigue studies. *Industrial Mathematics, 2,* 1—9.
9. J. Lieblein, M. Zelen (1956), Statistical investigation of the fatigue life of deep-grooved ball bearings. *Journ. of Res, of Nat. Bur. stand.*, 57, *5*, 273—316.
10. Șt. Nădășan, B. Horovitz, A. Bernath, V. Safta (1962), *Oboseala metalelor.* Editura tehnică — București.

CERCETĂRI ASUPRA FENOMENULUI DE ÎMBĂTRÎNIRE LA OȚELURI NEALIATE CU CARBONUL CUPRINS ÎNTRE 0,14 și 0,21%.

TR. SĂLĂGEAN, H. SELMEREANU

Centrul de cercetări tehnice al Bazei Academiei R. S. România — Timișoara

În lucrare se studiază efectul factorilor îmbătrînirii artificiale: deformarea plastică la rece δ, temperatura de încălzire după deformare ϑ și durata încălzirii t la temperatura ϑ asupra tendinței spre îmbătrînire a două oțeluri nealiate, unul cu 0,14% C și altul cu 0,21% C.

Cei trei factori au variat între limitele: 2...10% (δ); 200...400 °C (ϑ) și 0,5...1,5 ore (t), iar tendința spre îmbătrînire s-a urmărit cu încercarea de rezilienţă Charpy V și Mesnager, efectuate la $+20$ °C. S-au urmărit și alte însușiri mecanice, acordîndu-se atenție mai mare limitei de curgere σ_c.

Din cercetarea efectuată a reieșit că tendința spre îmbătrînire a oțelurilor este un factor ce trebuie luat în considerare atunci cînd se apreciază comportarea metalurgică la sudare a oțelurilor. Pentru aceasta, epruveta de rezilienţă Mesnager s-a dovedit a fi cea mai sensibilă dacă încercarea se efectuează la $+20$ °C. S-a stabilit că îmbătrînirea se manifestă cu atît mai viu cu cît conținutul în carbon a oțelului este mai redus.

I.

1. Fenomenul de îmbătrînire a oțelurilor este cunoscut de multă vreme [1] [2] [3] și este explicat prin prezența gazelor în soluții suprasaturate, gaze ce în decursul timpului dispersează submicroscopic provocînd pierderea, în măsură mai mare sau mai mică, a plasticității. Se consideră că, dintre gazele dizolvate în oțel, azotul ar fi principalul factor în îmbătrînirea oțelurilor.

Determinarea tendinței spre îmbătrînire (TSI) a unui oțel se face cu ajutorul îmbătrînirii artificiale: se deformează plastic oțelul la temperatura ambiantă și apoi se face o încălzire a oțelului deformat. Din eșantionul astfel tratat se scot epruvete de rezilienţă și se determină rezilienţa K a oțe

lului îmbătrînit. Aceasta se compară cu rezilienţa K_0 în stare neîmbătrînită şi se consideră că *TSI* nu e periculoasă dacă :

$$\frac{K}{K_0} > 0{,}5 \qquad (1)$$

In mod obişnuit, deformarea la rece folosită este de 10%, temperatura de încălzire după deformarea la rece este între 250 şi 300 °C, iar durata de menţinere este de 1 oră la eşantioane de $13 \times 13 \times 170$ mm.

Este limpede că deformarea plastică la rece şi încălzirea ulterioară facilitează migraţia atomilor de gaze. Deformarea acţionează în sensul accentuării numărului dislocaţiilor, iar căldura măreşte mobilitatea atomilor de gaze, ambii factori convergînd spre accelerarea dispersării submicroscopice, deci a îmbătrînirii.

In cazul sudării metalelor au loc deformări plastice şi încălziri locale, care pot conduce la apariţia fenomenelor de îmbătrînire atît în zona influenţată termic (*ZIT*) cît şi în cusătură. O serie de lucrări ştiinţifice scot în evidenţă rolul îmbătrînirii la sudare [4] [5] [6] [7], ceea ce ne-a făcut să considerăm tendinţa spre îmbătrînire a oţelurilor, notată în cele ce urmează cu *TSI*, drept un criteriu pentru judecarea comportării metalurgice la sudare (sudabilitatea metalurgică). Desigur *TSI* nu este singurul criteriu în judecarea comportării la sudare, însă el trebuie avut în vedere, fiindcă împreună cu alţi factori cauzează reducerea plasticităţii locale a aliajelor în regiunea sudurii.

Problema pe care ne-am pus-o este cercetarea influenţei celor trei factori :

δ = deformarea plastică la rece,
ϑ = temperatura de încălzire după deformarea plastică la rece,
t = durata încălzirii la ϑ,

asupra îmbătrînirii artificiale, cu scopul de a determina condiţiile de acceptabilitate a oţelului din punct de vedere al *TSI*, atunci cînd oţelul se va folosi în construcţii sudate. Folosind eşantioane de $13 \times 13 \times 170$ mm, am luat cîte trei nivele pentru fiecare factor şi anume :

2 ; 5 şi 10% pentru δ,
200 ; 300 şi 400 °C pentru ϑ,
0,5 ; 1,0 şi 1,5 ore pentru t.

A rezultat astfel un plan cu 27 de nivele.

La determinarea rezilienţei am folosit epruvete Charpy *V*, notate cu *KV* şi epruvete Mesnager, notate cu *KU*, iar măsurătorile le-am făcut la +20 °C şi la —20 °C. Cercetarea s-a aplicat la un oţel nealiat avînd 0,14% C şi la un oţel nealiat cu 0,21% C. Am studiat de asemenea două oţeluri sudabile slab aliate cu mangan de tipurile 17 M 13 şi FB 50 AK. Compoziţiile chimice ale oţelurilor vor fi arătate în fiecare caz în parte. Toate valorile rezilienţelor ce apar în tabele şi calcule sînt date în mkgf/cm^2.

Oțel cu 0,14% C.

2. Oțelul folosit a fost de tipul OL 38 K, culeu nr. 51027 și avea următoarea compoziție chimică :

0,14% C ; 0,30% Si ; 0,47% Mn ; 0,029% P ; 0,021% S.

Rezultatele măsurătorilor de reziliență la acest oțel sînt arătate în *tabela 1.* Examinînd datele experimentale apare faptul că *KV* (—20 °C) nu sînt sensibile la nivelel factorului *t.* Pentru a ne convinge de aceasta, am considerat nivelele factorului *t* drept tratamente și am testat ipoteza egalității efectelor tratamentelor folosind testul lipsei de potrivire (*TLP*) și testul semnificației tratamentelor (*TST*) [8]. Ambele teste au arătat că nivelele factorului *t* nu produc variații semnificative asupra lui *KV* (±20 °C) și asupra lui *KU* (—20 °C), ipoteza inegalității efectelor tratamentelor fiind refuzată cu un risc mai mic de 1%. Nu vom reproduce calculele pentru cele $9 \times 3 = 27$ cazuri, ci vom ilustra metodica folosită pe două din ele.

a. *TLP* s-a aplicat astfel : la δ și ϑ date, dacă nivelele lui *t* nu produc variații semnificative asupra rezilienței, atunci reziliența *K* ca funcție de *t* trebuie să fie o dreaptă paralelă cu axa timpului. Vom considera deci regresia :

$$Y = \bar{Y}_{\delta,\vartheta} \tag{2}$$

unde $\bar{Y}_{\delta,\vartheta}$ este media rezilienților la δ și ϑ date pentru toate nivelele lui *t.* Dacă această regresie se potrivește, atunci înseamnă că nivelele lui *t* formează tratamente a căror efecte nu sînt semnificativ diferite între ele. Testarea potrivirii regresiei se face calculînd eroarea experimentală :

$$E_{ex} = \sum_{i=1}^{3} \left(\sum_{j=1}^{ni} Y_{ij}^2 - ni \bar{Y}_i^2 \right) \tag{3}$$

unde *ni* reprezintă numărul măsurătorilor la fiecare nivel a lui *t* ; Y_{ij} sînt măsurătorile la nivelul *i* și $\bar{Y}_i$ este media măsurătorilor la nivelul *i.* De exemplu la $\delta = 2\%$ și $\vartheta = 300$ °C, rezilienții *KV* (+20 °C) dau :

$$\bar{Y}_{2;300} = 2{,}58$$

$$E_{ex} = 22{,}14$$

Se calculează reziduu :

$$R = \sum_{i=1}^{3} \left| \sum_{j=1}^{ni} Y_{ij} = \bar{Y}_{\delta,\vartheta} \right)^2 \tag{4}$$

și estimatorul erorii date de regresie :

$$TLP = R - E_{ex} \tag{5}$$

TABELA 1

C. 51.027 0,14 %C

Def. plastică δ %	Încercare	Temperatura de încercare °C	Temperatura ϑ																										
			200 °C									300 °C									400 °C								
			Durata încălzirii t (ore)																										
			1/2			1			1 1/2			1/2			1			1 1/2			1/2			1			1 1/2		
			1	2	3	1	2	3	1	2	3	1	2	3	1	2	3	1	2	3	1	2	3	1	2	3	1	2	3
2	KV	20	1,60	3,40	5,35	5,00	2,60	2,35	3,75	2,90	2,80 2,85	1,35	2,30	2,25 7,00	1,80	3,50	2,60 1,90	2,00	1,55	2,35 2,25	2,15	2,30	6,60 7,85	2,50	4,35	2,15 2,00	3,50	2,35	3,25 1,70
		-20	0,63	0,63	0,50	0,65	0,65	0,65	0,50	0,75	0,70	0,45	0,50	0,70	0,70	0,63	0,80	0,63	0,75	0,55	0,70	0,75	0,50	0,75	0,55	0,85	0,65	0,65	0,75
	KU	20	12,50	13,50	11,70	8,70	11,40	9,30	9,20	6,80	8,00	8,25	9,10	7,40	7,40	3,35	4,00	3,50	4,00	2,40	9,20	7,10	8,90	5,10	7,40	6,25	5,30	9,00	4,90
		-20	8,60	5,10	8,20	4,10	4,70	5,30	4,80	7,60	5,20	6,55	5,00	5,25	4,30	5,00	3,00	2,00	1,50	2,60	7,80	5,00	4,00	6,30	5,20	5,00	4,80	3,50	5,50
5	KV	20	2,30	2,06	0,97 1,50	1,25	1,90	2,25 1,10	1,60	1,60	1,55 1,30	1,35	1,44	1,25 1,25	1,80	0,87	0,68 1,44	1,20	0,90	0,75 1,25	1,80	1,50	1,30 1,80	2,00	1,20	1,75 1,15	2,00	1,44 1,32	2,50
		-20	0,40	0,50	0,70	0,53	0,55	0,45	0,50	0,45	0,60	0,40	0,50	0,60	0,50	0,50	0,50	0,50	0,50	0,50	0,50	0,50	0,50	0,50	0,50	0,50	0,50	0,50	0,50
	KU	20	11,20	10,60	10,80	8,90	9,50	9,10	9,80	6,00	7,60	10,70	7,00	4,40	5,70	8,40	3,00	0,80	5,10	2,60	9,00	6,00	8,00	8,60	7,00	2,10	6,90	6,10	5,00
		-20	8,10	7,40	6,40	8,10	2,60	5,60	7,50	7,00	4,00	4,30	4,00	5,60	5,00	2,40	2,80	1,50	1,50	3,10	3,70	4,20	7,90	3,50	5,50	3,00	3,80	7,00	6,00
10	KV	20	1,60	1,00	1,90 1,20	1,50	1,75	1,25 0,97	1,10	1,75 1,15	1,35	1,15	0,95	1,10 1,10	1,45	1,00	1,05 0,95	1,00	1,10	1,00 0,95	1,05	1,10	1,25 1,00	1,00	1,30	1,25 0,95	1,00	1,25	0,95 1,05
		-20	0,40	0,50	0,50	0,50	0,50	0,50	0,40	0,60	0,50	0,60	0,50	0,50	0,50	0,50	0,50	0,50	0,50	0,50	0,50	0,50	0,50	0,50	0,50	0,50	0,50	0,50	0,50
	KU	20	5,50	7,20	4,80	5,75	5,25	4,75	3,90	4,80	5,10	7,00	3,50	8,90	4,60	8,10	2,70	2,00	2,40	1,80	6,80	6,20	7,00	8,25	3,10	6,60 4,50	4,10	7,00	6,90
		-20	4,50	6,00	5,25	3,00	5,50	3,50	4,00	5,25	1,35	7,60	4,20	3,50	4,00	2,00	4,50	1,50	1,00	2,90	5,80	3,90	4,70	7,90	4,00	2,20	4,40	3,50	4,10

a căror valori, la datele considerate, sînt :

$$R=24{,}70$$

$$TLP=2{,}56$$

Aplicăm criteriul satistic :

$$\mathfrak{F}=\frac{TLP/\nu_1}{E_{ex}/\nu_2} \tag{6}$$

unde ν_1 și ν_2 sînt gradele de libertate ale lui TLP și E_{ex} :

$$\nu_1=\left(\sum_{i=1} ni\right)-2-\nu_2 \tag{7}$$

$$\nu_2=\left(\sum_{i=1}^{3}\left(n-1\right)\right.$$

pe care îl comparăm cu o distribuție în F [9]:

$$F\{1-\alpha;\ \nu_1;\ \nu_2\} \tag{8}$$

În cazul exemplului considerat, la un risc $\alpha=1\%$, avem :

$$\mathfrak{F}=1{,}05;\ \nu_1=1;\ \nu_2=9;\ F\{0{,}99;\ 1;\ 9\}=10{,}6$$

și cum $\mathfrak{F}<F$, ipoteza egalității efectelor tratamentelor nu se poate refuza, adică regresia aleasă se potrivește și deci nivelele lui t nu dau variații semnificative asupra rezilienților.

b. *TST* s-a aplicat astfel : la δ și ϑ date, nivelele lui t s-au considerat din nou ca tratamente diferite și s-au calculat :

$$T_i=\sum_{j=1}^{ni} Y_{ij};\ T=\sum_{i=1}^{3} T_i;\ n=\sum_{i=1}^{3} ni \tag{9}$$

respectiv :

$$M_{yy}=\frac{T^2}{n};\ T_{yy}=\sum_{i=1}^{3}\frac{T_i^2}{ni}=M_{yy}; \tag{10}$$

$$E_{yy}=\sum_{i=1}^{3}\sum_{j=1}^{ni} Y_{ij}^2=M_{yy}-T_{yy}.$$

La $\delta=2\%$ și $\vartheta=200\,°C$, rezilienții *KU* (—20 °C) au dat valorile :

$$T_1=21{,}90;\ T_2=14{,}10;\ T_3=17{,}60$$

$$T=53{,}60;\ n=9;\ M_{yy}=320$$

$$T_{yy}=10;\ E_{yy}=12{,}20.$$

Aplicăm criteriul statistic :

$$\mathcal{F} = \frac{T_{yy}/\nu_1}{E_{yy}/\nu_2} \tag{11}$$

avînd gradele de libertate :

$$\nu_1 = t - 1 ; \qquad \nu_2 = \sum_{i=1}^{3} (ni - 1) \tag{12}$$

unde t este acum numărul de tratamente. Comparînd pe $\mathcal{F}$ cu distribuția :

$$F = \{1 - \alpha ; \nu_1 ; \nu_2\} \tag{13}$$

apreciem semnificația tratamentelor. La datele numerice folosite avem :

$$\mathcal{F} = 2{,}46 ; \nu_1 = 2 ; \nu_2 = 6 ; F\{0{,}99 ; 2 ; 6\} = 10{,}9$$

și cum $\mathcal{F} < F$, ipoteza egalității efectelor tratamentelor nu se poate refuza, la un risc $\alpha = 1\%$. Aceasta arată din nou că nivelele lui t nu au semnificație.

Aplicînd cele două teste la toate perechile de valori δ, ϑ am ajuns la concluzia că durata încălzirii t între 0,5 și 1,5 ore nu produce variații semnificative a valorilor rezilienței KV (+20 °C) și KU (—20 °C). De aceea am folosit în continuare mediile acestor rezilienșe pentru toate nivelele lui t, calculînd și limitele intervalului de confidență :

$$\left.\begin{matrix} L \\ U \end{matrix}\right\} \bar{Y}_{\delta\vartheta} \mp \frac{s}{\sqrt{n}} \cdot t \left\{ \frac{1+\gamma}{2} ; n-1 \right\} \tag{14}$$

la o încredere $\gamma = 95\%$. Se vede că am folosit o distribuție în t [10] la aceste calcule. Rezultatele se văd în *tabela 2*.

3. Reziliența KU (+20 °C) variază însă semnificativ cu nivelele lui t, fapt ilustrat de testul TST. Considerăm ca exemplu, cazul $\delta = 2\%$ și $= 200$ °C și obținem :

$$T_1 = 37{,}70 ; T_2 = 29{,}40 ; T_3 = 24{,}00$$

$$T = 91{,}10 ; n = 9 ; M_{yy} = 922$$

$$T_{yy} = 36 ; E_{yy} = 9.$$

care conduc la :

$$\mathcal{F} = 12 \text{ și } F\{),99 ; 2 ; 6\} = 10{,}9$$

și cum $\mathcal{F} > F$ rezultă că efectele tratamentelor sînt semnificativ diferite între ele, adică nivelele lui t între 0,5 și 1,5 ore produc variații semnificative asupra rezilienței KU (+20 °C). Aplicînd această metodă pentru toate perechile de valori , ν, concluzia este aceeași.

TABELA 2

			200 °C	300 °C	400 °C
2%	KV	2o	$3,26 \mp 0,84 = \begin{cases} 4,10 \\ 2,42 \end{cases}$	$2,58 \mp 0,95 = \begin{cases} 3,53 \\ 1,63 \end{cases}$	$3,40 \mp 1,25 = \begin{cases} 4,65 \\ 2,15 \end{cases}$
		-2o	$0,629 \mp 0,069 = \begin{cases} 0,698 \\ 0,560 \end{cases}$	$0,633 \mp 0,090 = \begin{cases} 0,723 \\ 0,543 \end{cases}$	$0,683 \mp 0,083 = \begin{cases} 0,766 \\ 0,600 \end{cases}$
	KU	2o	$Y = 0,480.X^2 - 4,200.X + 16,280$	$Y = 0,855.X^2 - 5,890.X + 13,300$	$Y = 1,140.x^2 - 5,560.X + 12,800$
		-2o	$5,95 \mp 1,30 = \begin{cases} 7,25 \\ 4,65 \end{cases}$	$3,91 \mp 1,31 = \begin{cases} 5,22 \\ 2,60 \end{cases}$	$5,23 \mp 0,97 = \begin{cases} 6,20 \\ 4,26 \end{cases}$
5%	KV	2o	$1,61 \mp 0,31 = \begin{cases} 1,92 \\ 1,30 \end{cases}$	$1,17 \mp 0,21 = \begin{cases} 1,38 \\ 0,96 \end{cases}$	$1,64 \mp 0,26 = \begin{cases} 1,90 \\ 1,38 \end{cases}$
		-2o	$0,520 \mp 0,069 = \begin{cases} 0,589 \\ 0,451 \end{cases}$	$0,500 \mp 0,040 = \begin{cases} 0,540 \\ 0,460 \end{cases}$	$0,500 \mp 0,000 = \begin{cases} 0,500 \\ 0,500 \end{cases}$
	KU	2o	$Y = 0,180.X^2 - 2,250.X + 12,910$	$Y = -0,615.X^2 + 0,200.X + 7,780$	$Y = 0,930.X^2 - 4,550.X + 11,280$
		-2o	$6,30 \mp 1,47 = \begin{cases} 7,77 \\ 4,83 \end{cases}$	$3,35 \mp 1,12 = \begin{cases} 4,47 \\ 2,23 \end{cases}$	$4,95 \mp 1,32 = \begin{cases} 6,27 \\ 3,63 \end{cases}$
10%	KV	2o	$1,36 \mp 0,20 = \begin{cases} 1,56 \\ 1,16 \end{cases}$	$1,06 \mp 0,09 = \begin{cases} 1,15 \\ 0,97 \end{cases}$	$1,09 \mp 0,09 = \begin{cases} 1,18 \\ 1,00 \end{cases}$
		-2o	$0,488 \mp 0,046 = \begin{cases} 0,534 \\ 0,442 \end{cases}$	$0,500 \mp 0,000 = \begin{cases} 0,500 \\ 0,500 \end{cases}$	$0,500 \mp 0,000 = \begin{cases} 0,500 \\ 0,500 \end{cases}$
	KU	2o	$Y = -0,045.x^2 - 0,430.X + 6,310$	$Y = -0,855.X^2 + 1,240.X + 6,070$	$Y = 0,555.X^2 - 2,385.X + 8,180$
		-2o	$4,26 \mp 1,12 = \begin{cases} 5,38 \\ 3,14 \end{cases}$	$3,46 \mp 1,52 = \begin{cases} 4,98 \\ 1,94 \end{cases}$	$4,50 \mp 1,22 = \begin{cases} 5,72 \\ 3,28 \end{cases}$

Pentru a găsi relațiile între KU (+20 °C), notată cu Y și timpul de încălzire t, notat cu X, am folosit metoda de regresie prin polinoame ortogonale de gradul 1 și 2 :

$$\xi_1=\lambda_1(X-\bar{X}); \qquad \xi_2=\lambda_2\left[(X-\bar{X})^2-\frac{n^2-1}{12}\right] \tag{15}$$

X, fiind timpul codificat și anume :

$$X=1 \text{ la } t=0{,}5$$

$$X=2 \text{ la } t=1{,}0$$

$$X=3 \text{ la } t=1{,}5$$

iar X este media aritmetică, egală în cazul de față cu 2.

S-au obținut astfel regresiile $Y=f(X)$, arătate tot în *tabela 2*. Reprezentînd grafic datele astfel obținute, rezultă *figura 1* unde sînt date KV (±20 °C) ca funcție de δ la ϑ=const, respectiv în funcție de ϑ la δ=const. respectiv KU(±20 °C) reprezentate în același fel. *Figurile 2* și *3* arată mai detaliat pe KU (+20 °C) ca funcție de δ la ϑ =const, respectiv în funcție de ϑ la δ=const.

4. Folosind datele *tabelei 2* și graficele *figurii 1* se pot calcula influențele celor trei factori considerați și a nivelelor lor. Pentru aceasta vom considera separat fiecare factor, iar nivelele sale vor fi tratamentele aplicate, operația repetîndu-se pentru fiecare tip de epruvetă și temperatura de încercare.

a. KV (—20 °C)

— t nu are influență semnificativă.
— ϑ nu are influență semnificativă.
— δ are influență semnificativă de 86%. Contrastele aferente nivelelor sale sînt :

2% față de 5% și 10%:
C_δ =0,09 cu 99% semnificație.
5% față de 10% dă un contrast practic egal cu zero.

b. KV (+20 °C)

— t nu are influență semnificativă.
— ϑ are o influență cu semnificație de numai 10%.
— δ are o influență semnificativă de 99%. Constantele aferente nivelelor sale sînt :

2 % față de 5% și 10%:
$C\delta_1=6$ cu 99% semnificație.
5% față de 10%:
$C\delta_2=0{,}33$ cu 75% semnificație.

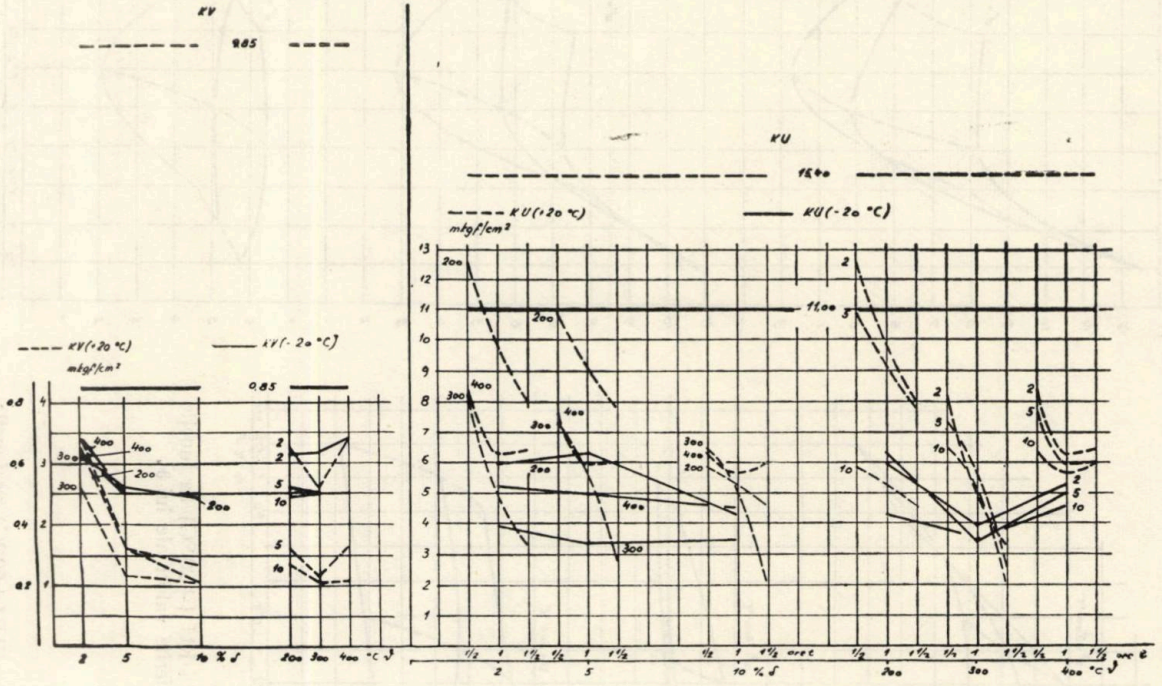


Fig. 1. Rezilienţele KV ($\pm 20\,°C$) şi KU ($\pm 20\,°C$) în funcţie de δ şi de ϑ.

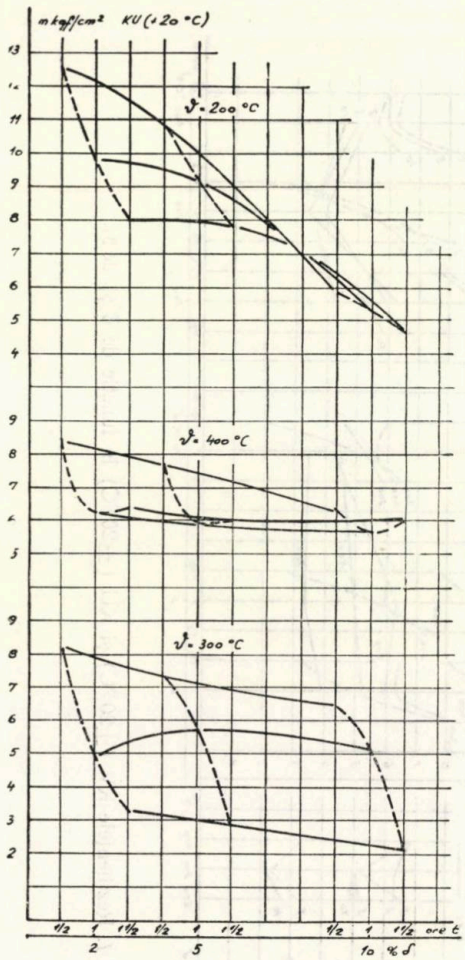


Fig. 2. Rezilienţa KU (+20 °C) ca funcţie de δ la diferite valori ale lui ϑ.

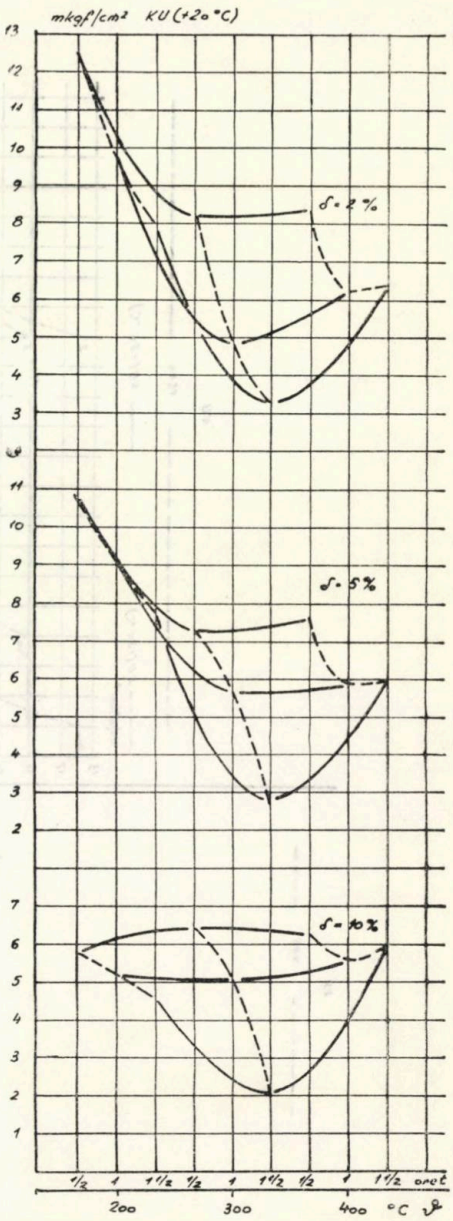


Fig. 3. Rezilienţa KU (+20 °C) ca funcţie de ϑ la diferite valori ale lui δ.

c. *KU* (—20 °C)

— t nu are influență semnificativă,

— δ are o influență cu semnificație de numai 43%,

— ϑ are o influență semnificativă de 95%. Contrastele aferente nivelelor sale sînt:

300 °C față de 200 °C și 400 °C:

$C_{\vartheta_1} = 5{,}8$ cu 99% semnificație.

200 °C față de 400 °C:

$C_{\vartheta_2} = 0{,}50$ cu 61% semnificație

d. *KU* (+20 °C)

— δ are o influență semnificativă de 90%. Contrastele aferente nivelelor sale sînt:

10% față de 2% și 5%

$C\delta_1 = 54$ cu 99,5% semnificație

2% față de 5% dă un contrast practic egal cu zero.

— t are o influență semnificativă de 97,5%. Contrastele aferente nivelelor sale sînt:

1½ ore față de ½ oră și 1 oră

$C_{t1} = 32$ cu 97,5% semnificație.

½ oră față de 1 oră

$C_{t2} = 3$ cu 56% semnificație.

= ϑ are o influență semnificativă de 99%. Contrastele aferente nivelelor sale sînt:

300 °C față de 200 °C și 400 °C:

$C = 35$ cu 99% semnificație.

200 °C față de 400 °C:

$C = 13$ cu 90% semnificație.

Considerînd drept semnificative numai variațiile pe factori și nivele care au o semnificație de cel puțin 90%, datele *tabelei 2* se pot simplifica, rezultînd *tabela 3 a* și *b*. Tot în *tabela 3* se dau și rezilienței oțelului cu 0,14% C în stare neîmbătrînită.

5. Concluziile ce rezultă sînt:

a. Pentru cercetarea *TSI* la oțeluri nealiate cu puțin carbon, epruveta *KU* (+20) este cea mai sensibilă deoarece valorile obținute variază cu o semnificație de cel puțin 90% față de factorii δ, ϑ și t și de nivelele lor. Folosind această încercare și nivelele arătate ale factorilor suscitați, *TSI* maximă corespunde la:

$\vartheta = 300$ °C; $\delta = 10\%$ și $t = 1{,}5$ ore

TABELA 3

Rezilienţele oţelului cu 0,14 % C în stare neîmbătrînită:

$KV(+20\,°C) = 9{,}85$ $KV(-20\,°C) = 0{,}85$
$KU(+20\,°C) = 15{,}40$ $KU(-20\,°C) = 11{,}00$

Rezilienţele oţelului cu 0,14 % C după îmbătrînire:

a.

δ %	KV	200, 300 şi 400 °C
2	-20	0,648 ± 0,076
	+20	3,080 ± 1,080
5 şi 10	-20	0,502 ± 0,011
	+20	1,320 ± 0,270

δ %	200 şi 400 °C	300 °C
2 5 şi 10	5,20 ± 0,87	3,57 ± 0,74

b.

KU (+20 °C)

δ %	ϑ °C					
	200		300		400	
	0,5 şi 1 ore	1,5 ore	0,5 şi 1 ore	1,5 ore	0,5 şi 1 ore	1,5 ore
2 şi 5	10,600	7,900	6,560	3,065	7,050	6,200
10	5,540	4,600	5,795	2,100	5,970	6,000

b. Rezilienţa *KU* (—20 °C) este sensibilă numai la nivelele factorului ϑ, cu o semnificaţie mai mare ca 99% cînd ϑ variază de la 200 la 300 °C şi de la 300 la 400 °C. Cînd ϑ variază direct de la 200 la 400 °C, adică nu la valoarea intermediară $\vartheta = 300$ °C, variaţia lui *KU* (—20 °C) este nesemnificativă.

c. Rezilienţa *KV* (±20 °C) este sensibilă numai la nivelele factorului δ, cu o semnificaţie de peste 99% cînd δ variază de la 2 la 5%, sau de la 2 la 10%. Variaţia lui δ de la 5 la 10½ nu este sesizată de epruveta *KV* (±20 °C).

d. Să considerăm acum epruveta KV ca o piesă cu o fisură deja formată. În acest caz rezilienţa *KV* este o măsură a rezilienţei oţelului faţă de propagarea fisurii *RFP*. În această situaţie se poate spune că îmbătrînirea artificală influenţează puţin *RFP* în raport cu deformarea la rece. Cu alte cuvinte îmbătrînirea ca fenomen desfăşurat în timp nu afectează în măsură semnificativă rezistenţa oţelului faţă de propagarea fisurilor.

Epruveta *KU* prin valorile ce le dă la încercare, informează despre rezistența oțelului față de generarea și propagarea fisurilor *RGFP*. Reziliența *KU* este afectată mai ales de factorul ϑ. Se poate spune deci că îmbătrînirea artificială influențează rezistența oțelului la generarea fisurilor *RGF* și deci, îmbătrînirea ca fenomen desfășurat în timp face ca să scadă în mod semnificativ rezistența oțelului față de generarea fisurilor. Aceasta explică de ce un oțel cu tendință redusă spre fisurare, cum sînt oțelurile nealitate cu puțin carbon, poate deveni în timp ușor fisurabil și deci susceptibil la rupere fragilă.

Scăderea temperaturii de încercare, fie la *KV*, fie la *KU*, reduce sensibilitatea încercării în raport cu factorii îmbătrînirii artificiale.

e. În consecință, la oțelurile nealiate cu puțin carbon, determinarea *TSI* trebuie făcut cu *KU* (+20 °C), în condițiile arătate la pct. 5 a. Pentru oțelul considerat obținem :

$$\frac{KU}{KU_0} + 20°C = \frac{2.10}{15,40} = 0,137$$

ceea ce arată că el are o *TSI* inacceptabil de mare.

Oțel cu 0,21% C

6. Oțelul folosit a fost de tipul OLK2, culeul nr. 14358 și avea următoarea compoziție chimică :

0,21% C ; urme Si ; 0,54% Mn ; 0,032% P ; 0,023% S.

Rezultatele măsurătorilor de reziliență la acest oțel sînt arătate în *tabela 4*. Unele din valorile măsurate au abateri anormal de mari și, ca atare, am aplicat criteriul Chauvenet [11] pentru a le elimina. Astfel au rezultat datele din *tabela 5*, unde se dau și valorile medii calculate și rotunjite, pentru fiecare tip de reziliență și temperatură de încercare. Tot în *tabela 5*, în paranteze drepte, sînt date rezilițențele oțelului în stare neîmbătrînită. Rezultă din datele respective că la oțelul cu 0,21% C, influența factorilor considerați și a nivelelor lor este nesemnificativă. Încercînd această ipoteză cu testele *TLP* și *TST* (pct. 2 a și b) am putut accepta ipoteza că tratamentele aplicate nu dau efecte diferite cu o încredere de cel puțin 95%. În consecință am calculat rezilițențele și intervalele de confidență cu o încredere de 99% și au rezultat valorile lor după îmbătrînire :

$$KV\ (+20\,°C) = 1,500 \pm 0,110$$

$$KV\ (-20\,°C) = 0,515 \pm 0,040$$

$$KU\ (+20\,°C) = 6,900 \pm 0,450$$

$$KU\ (-20\,°C) = 0,756 \pm 0,075$$

TABELA 4

C. 44. 358 0,21C

2	KV	2o	1,10	1.10		1.90	1.50		4.25	1.35		1.00	4.00	1.00	1.10	1.10		1,10	1,10	1.25	1,10	1.35		1,60	1.25		1.00	1.35	
		-2o	0,40	0,50		0,40	0,50		0,50	0,50		0.37	0.63		0.63	0.63	0.75	0.63	0,60		0,75	0,75	0,75	0,75	0,75	0,75	0.63	0.63	0,63
	KU	2o	4,10	9.00		7.50	5,25		5,00	6.25		9.25	5,75		4,00	5.00		5.25	5,60		6.75	5.25		4,40	5,00		6.50	6,00	
		-2o	0,64	0,50		0,77	0,64		0,63	0,75		0,75	0,50	0,63	0,87	0,75	0,87	0,87	0,75	0,75	0,63	0,60		0,75	0,75		0,75	0,75	
5	KV	2o	1,35	1,50		2,25	1,50		1,50	1,50	1,50	1,25	1,25	1,50	1,50	1,50	1,50	1,35	1,25	1,25	1,75	1,50	1,75	1,50	3,00	2,50	2,10	2,10	2,10
		-2o	0,50	0,50		0,60	0,50		0,50	0,50		0,50	0,35	0,50	0,50	0,50	0,35	0,60	0,50		0,50	0,50		0,50	0,50		0,75	0,75	
	KU	2o	7,00	7,75	6,00	6,30	8,40		2,60	7,25	9,75	10,7	7,00	6,00	5,85	9,85		7,90	8,15	8,15	6,75	6,00		7,50	8,75	6,75	6,25	7,75	
		-2o	0,85	0,60		1,00	0,60		0,75	1,50		0,75	1,00		0,60	0,75	0,75	2,50	1,00	0,75	5,30	2,50	0,60	0,75	1,00		0,60	1,60	
10	KV	2o	1,90	1,50	2,00	3,10	1,75	3,00	1,60	1,75	1,35	1,25	3,35	2,35	1,35	1,25	1,35	2,25	1,60	1,50	1,35	1,60	1,75	1,50	1,70	1,50	1,35	1,25	3,10
		-2o	0,35	0,50	0,35	0,50	0,50	0,50	0,50	0,35	0,35	0,50	0,35	0,35	0,50	0,50	0,50	0,35	0,35	0,35	0,50	0,35	0,50	0,35	0,50	0,50	0,35	0,50	0,50
	KU	2o	6,60	7,75	6,90	6,40	7,90	7,60	6,65	6,00		7,25	6,75	7,25	7,60	7,60	7,15	7,60	7,60	4,50	9,00	7,15	7,90	5,50	7,25	7,00	6,00	3,35	5,40
		-2o	0,60	1,00	0,85	1,00	0,85	0,60	0,75	0,75	0,75	0,60	0,60		0,50	0,60	0,60	0,60	0,50	0,60	4,50	3,75	0,85	0,50	0,50	1,00	0,85	1,25	0,60

TABELA 5

KV				KU			
+ 20 °C [3,00]		- 20 °C [1,20]		+ 20 °C [7,85]		- 20 °C [4,80]	
1,10	2,10	0,70	0,75	4,10	7,75	0,64	1,00
1,10	2,10	0,50	75	9,00	6,90	50	0,85
1,90	2,10	40	0,35	7,50	6,40	77	1,00
1,50	1,90	50	0,50	5,25	7,90	64	0,85
1,35	1,50	50	35	5,00	7,60	63	60
1,00	2,00	50	50	6,25	6,65	75	75
1,00	1,75	37	50	9,25	6,00	75	75
1,10	1,60	63	50	5,75	7,25	50	75
1,10	1,75	63	50	5,00	6,75	63	60
1,10	1,35	63	35	5,25	7,25	87	60
1,10	1,25	75	35	5,60	7,60	75	50
1,10	2,35	63	50	6,75	7,60	87	60
1,25	1,35	60	35	6,25	7,15	87	60
1,10	1,25	75	35	4,40	7,60	75	60
1,35	1,35	75	50	5,00	7,60	75	50
1,60	2,25	75	50	6,50	4,50	63	60
1,25	1,60	75	50	6,00	9,00	60	85
1,00	1,50	75	35	7,00	7,15	75	50
1,35	1,35	75	35	7,75	7,90	75	50
1,35	1,60	63	35	6,00	5,50	75	1,00
1,50	1,75	63	50	6,30	7,25	75	0,85
2,25	1,50	63	35	8,40	7,00	0,85	1,25
1,50	1,70	0,50	50	7,25	6,00	60	0,60
1,50	1,50	0,50	35	9,75	5,40	1,00	n = 63
1,50	1,35	60	50	10,70	n = 64	0,60	
1,50	1,25	50	50	7,00		75	
1,25	n = 66	50	35	6,00		1,50	
1,25		50	50	5,85		0,75	
1,50		50	50	9,85		1,00	
1,50		35	n = 69	7,90		0,60	
1,50		50		8,15		75	
1,50		50		8,15		75	
1,35		50		6,75		1,00	
1,25		35		6,00		0,75	
1,25		60		7,50		60	
1,75		50		8,75		75	
1,50		50		6,75		1,00	
1,75		50		6,25		0,60	
1,50		50		7,75		1,60	
2,50		50		6,60		0,60	

$\bar{X} = \frac{98,85}{66} = 1,4977$ $\bar{X} = 1,500$

$\bar{X} = \frac{35,53}{69} = 0,5149$ $\bar{X} = 0,515$

$\bar{X} = \frac{441,95}{64} = 6,9023$ $\bar{X} = 6,900$

$\bar{X} = \frac{47,65}{63} = 0,7563$ $\bar{X} = 0,756$

7. *Concluzii*

a. La oțelurile nealiate cu carbon în jur de 0,20%, rezilienţele *KV* şi *KU* la ±20 °C nu sesizează diferenţe semnificative faţă de factorii şi nivelele lor δ, ϑ şi *t*, cînd aceştia variază între limitele arătate. Se înregistrează doar o singură scădere a rezilienţei în raport cu cea în stare neîmbătrînită.

b. Se poate deci afirma că îmbătrînirea nu se manifestă atît de accentuat la acest oţel, scăderea rezilienţei putînd fi cauzată pur şi simplu de ecruisarea dată de deformarea plastică la rece.

c. Comparînd oţelul cu 0,14% C cu oţelul cu 0,21% C din punct de vedere al îmbătrînirii, se poate afirma că odată cu creşterea conţinutului în carbon, intensitatea îmbătrînirii scade. Fenomenul se explică prin scăderea solubilităţii gazelor odată cu creşterea conţinutului în carbon.

d. Considerînd acum îmbătrînirea la sudare ca un efect conjugat al deformării locale şi al încălzirii locale, încălzire ce produce dispersarea submicroscopică a gazelor aflate în soluţie suprasaturată, putem trage concluziile :

— Deformarea plastică face ca să se reducă rezilienţa oţelurilor faţă de propagarea unei fisuri deja formate.

— Dispersia submicroscopică a gazelor micşorează rezistenţa oţelurilor faţă de generarea fisurilor.

— Odată cu creşterea conţinutului în carbon a oţelurilor, scăderea plasticităţii se datoreşte tot mai mult deformaţiei plastice, fiindcă dispersia submicroscopică a gazelor scade din intensitate datorită reducerii cantităţii de gaze dizolvate.

II.

8. Îmbătrînirea artificială aplicată oţelurilor studiate are efecte şi asupra altor însuşiri cu mar fi : duritatea, limita de curgere σ_c, limita de rupere σ_r, alungirea şi contracţia. Toate acestea au fost măsurate şi din datele obţinute am tras concluzia că variaţia lui σ_c merită o analiză mai atentă. În stare neîmbătrînită, cele două oţeluri aveau :

$$\sigma_c = 23{,}4 \text{ kgf/mm}^2 \text{ la } 0{,}14\% \text{ C}$$

$$\sigma_c = 29{,}9 \text{ kgf/mm}^2 \text{ la } 0{,}21\% \text{ C}$$

Tabela 6 arată rezultatele experimentale privind σ_c la cele două oţeluri după îmbătrînire. În toate calculele şi tabelele ce urmează, σ_c este dat în kgf/mm^2. Din aceste date rezultă clar că nivelele factorului *t* nu produc variaţii semnificative asupra lui σ_c, fapt confirmat şi de testele *TLP* şi *TST* (pct. *2 a* şi *b*).

TABELA 6

ϑ °C	δ %	0,14 % C			0,21 % C			σ_c mediu	
		0,5 ore	1 ore	1,5 ore	0,5 ore	1 ore	1,5 ore	0,14 % C	0,21 % C
200	2	34,3	35,9	37,3	45,7	45,8	47,2	35,8	46,2
	5	41,7	42,0	43,3	53,8	52,2	51,9	42,3	52,6
	10	47,3	48,0	49,0	57,1	57,5	53,9	48,1	56,2
300	2	34,1	35,9	37,1	43,6	46,0	45,0	35,7	44,9
	5	42,6	42,6	42,5	52,2	51,2	50,6	42,6	51,3
	10	50,1	50,1	50,9	55,3	54,8	54,8	50,4	55,0
400	2	34,3	34,3	34,8	43,5	45,5	43,5	34,5	44,2
	5	37,7	39,6	39,6	51,2	49,0	48,3	39,0	49,5
	10	47,3	48,2	48,3	53,2	57,5	53,2	47,9	54,6

Ca urmare am calculat mediile lui σ_c pe toate nivelele factorului *t*, medii date tot în *tabela 6*. Reprezentînd grafic funcțiile $\sigma_c = f(\vartheta)$ și $\sigma_c = f(\delta)$, folosind valorile medii, au rezultat graficele din *figura 4*. Acestea, împreună cu testele *TLP* și *TST* ne arată că σ_c variază cu nivelele lui ϑ la o semnificație

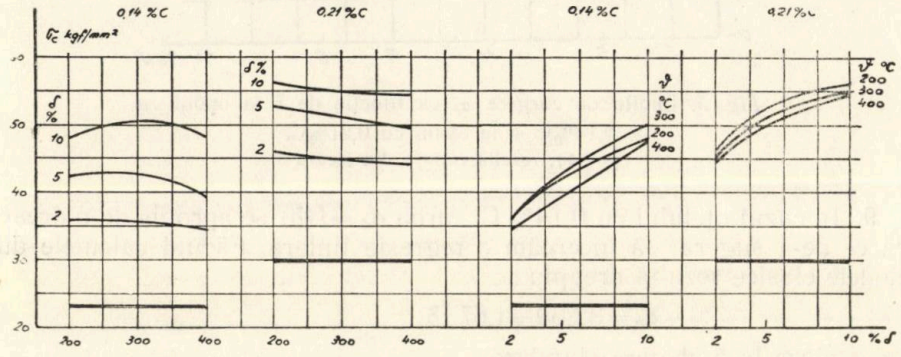


Fig. 4. Limita de curgere σ_c ca funcție de ϑ și de δ la oțelul cu 0,15%C și la oțelul cu 0,21%C.

sub 50% și cu nivelele lui δ cu o semnificație peste 95%. Ca atare, vom calcula mediile lui σ_c pe nivelele lui ϑ și găsim datele din *tabela 7*. Rămîne deci de studiat numai efectul nivelelor factorului δ. Reprezentînd din nou grafic

TABELA 7

δ %	0,14 % C				0,21 % C			
	1	2	3	Media	1	2	3	Media
2	35,8	35,7	34,5	35,3	46,2	44,9	44,2	45,1
5	42,3	42,6	39,0	41,3	52,6	51,3	49,5	51,1
10	48,1	50,4	47,9	48,8	56,2	55,0	54,6	55,3

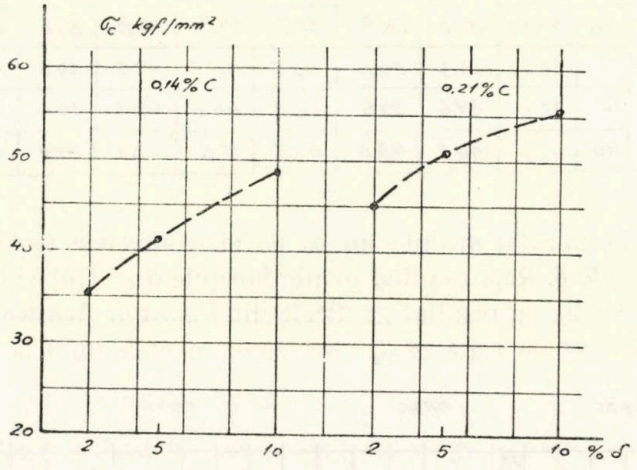


Fig. 5. Limita de curgere σ_c ca funcție de δ la oțelul cu 0,14%C și la oțelul cu 0,21%C.
$C_c = 7(\delta)$, rezultă curbele din *figura 5.*

9. În cazul oțelului cu 0,14% C, curba $\sigma_c = f(\delta)$ se apropie de o dreaptă, ceea ce ne-a sugerat să încercăm o regresie liniară. Făcînd calculele după metodele clasice rezultă dreapta :

$$\sigma_c = 32{,}30 + 1{,}67 \cdot \delta$$

care conduce la o abatere standard :

$$s_\varepsilon = 1{,}45 \text{ kgf/mm}^2$$

și la o încredere de 99%, intervalul de confidență rezultă de $\pm 5{,}0$ kgf/mm^2.

La oțelul cu 0,21% C, curba $\sigma_c = f(\delta)$ se apropie de o curbă de gradul doi, ceea ce ne-a sugerat să încercăm o regresie parabolică. Am obținut relația :

$$(\sigma_c - 45{,}1)^2 = 12{,}5 \ (\delta - 2)$$

care conduce la o abatere standard:

$$s_\varepsilon = 1{,}22 \text{ kgf/mm}^2$$

și la o încredere de 99%, intervalul de confidență este de $\pm 4{,}2$ kgf/mm^2.

Încercînd regresiile cu testul *TLP*, a rezultat că ele se potrivesc cazului cu o abatere mai mică decît 2,5%. Regresiile obținute și limitele intervalului de confidență s-au reprezentat în *figura 6*.

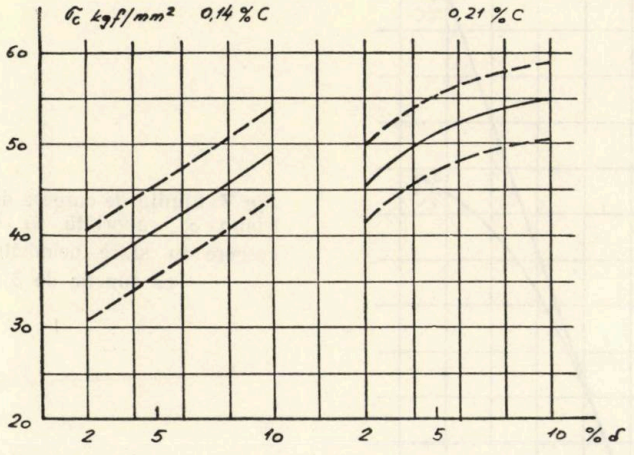


Fig. 6. Funcția $\sigma_c = f(\delta)$ ca regresie calculată (linie plină) și intervalul de confidență la o încredere de 99% (linie întreruptă).

Folosind aceste regresii, am calculat și funcțiile: $\sigma_c/\sigma_{co} = f(\delta) =$ respectiv pentru oțelurile cu 0,14 și 0,21% C. Au rezultat:

$$\sigma_c/\sigma_{co} = 1{,}3800 + 0{,}0713 \cdot \delta$$

$$(\sigma_c/\sigma_{co} - 1{,}51)^2 = 0{,}014 \cdot (\delta - 2)$$

care sînt reprezentate în *figura 7*.

10. *Concluziile ce rezultă sînt:*

a. Asupra limitei de curgere, numai δ are o acțiune semnificativă, ceea ce arată că mărirea lui σ_c se datorește mai cu seamă ecruisării prin deformare la rece. Ceilalți factori ai îmbătrînirii artificiale au o influență de mică semnificație. Deci, de fapt, creșterea lui σ_c în urma îmbătrînirii artificiale se explică prin ecruisarea oțelului.

b. Creșterea lui σ_c este mai mare la oțelul cu 0,14% C decît la oțelul cu 0,21% C (*figura 7*). Aceasta arată că, la conținuturi scăzute în carbon,

ceilalți factori ai îmbătrînirii artificiale cu acțiune puțin semnificativă ϑ și t, provoacă totuși un plus de întărire a oțelului, astfel că σ_c crește mai repede decît la un oțel cu mai mult carbon. Pe lîngă aceasta, trebuie să observăm că oțelul 0,14% C are o capacitate de ecruisare mai mare decît cel cu 0,21% C și anume: $\sigma_r/\sigma_c = 1{,}80$ la 0,14% C și egal cu 1,65 la 0,21% C.

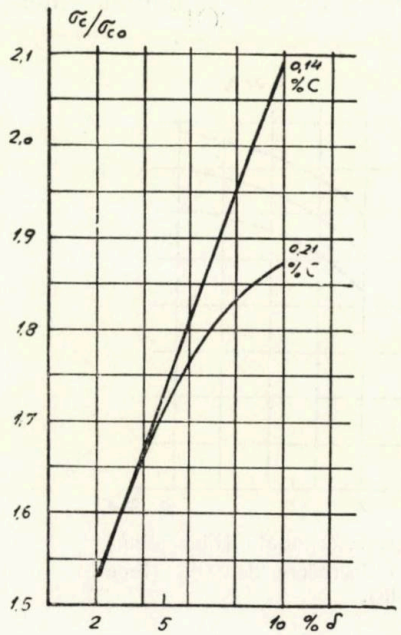


Fig. 7. Limita de curgere după îmbătrînire σ_c raportată la limita de curgere în stare neîmbătrînită σ_{c0} ca funcție de δ.

c. Considerînd din nou îmbătrînirea ca un efect conjugat al deformării plastice și al dispersiei submicroscopice a gazelor aflate în soluție suprasaturată, putem spune că:

— Deformarea plastică (ecruisarea) este factorul prim al creșterii lui σ_c în cazul unei îmbătrîniri artificiale.

— Dispersia submicroscopică a gazelor cauzează o creștere suplimentară a lui σ_c, creștere cu semnificație redusă față de creșterea provocată de ecruisare.

— Creșterea lui σ_c datorită dispersiei submicroscopice a gazelor se accentuează atunci cînd conținutul în carbon a oțelului scade.

III.

11. Cercetarea efectuată are cîteva implicații practice importante și anume:

a. Tendința spre îmbătrînire a oțelurilor este un factor care trebuie luat în considerare atunci cînd se studiază comportarea metalurgică la sudare.

b. La determinarea tendinței spre îmbătrînire se va folosi epruveta de reziliență Mesnager și încercarea se va face la +20 °C. În felul acesta se asigură sensibilitatea maximă a determinării.

c. La oțelurile nealiate cu carbon pînă la 0,25%, îmbătrînirea artificială este maximă la :

$$\delta = 10\%, \qquad t = 1{,}5 \text{ ore} \qquad \vartheta = 300\ ^\circ\text{C},$$

d. În cazul în care deformarea de 10% este dificil de realizat, se poate aplica și o deformare de numai 5%, pentrucă diferența dintre $\delta = 10\%$ și $\delta = 5\%$ este nesemnificativă.

e. Îmbătrînirea, ca fenomen desfășurat în timp, provoacă o scădere a rezistenței oțelului față de generarea unei fisuri, fiind mai puțin activă asupra rezistenței față de propagarea unei fisuri deja formate.

BIBLIOGRAFIE

1. C. Mikloși și C. C. Teodorescu: (1936) *Procedeele industriale de sudură.* Ed. I.R.E. București.
2. Acad. C. Mikloși: (1957) *Sudabilitatea ca problemă științifică. Studii și cercetări în științe tehnice,* 1/2.
3. Robert E. Reed-Hill: (1964) *Physical Metallurgy Principles.* Ed. Van Nostrand Co, New York.
4. F. R. Hensel și E. I. Larsen: (1932) Age hardening phenomena in fusion weld metal. *American Society for Steel Treating.* 19.
5. W. Spraragen și G. E. Claussen: (1938) The effect of nitrogen on the welding of steel, *The Welding Journal,* 17.
6. W. H. Bruckner și W. E. Ellis: (1948) Strain-aging in welding low carbon steel, *The Welding Journal,* 27.
7. A. E. Flanigan și colab.: (1950) Strain-aging of arc welds in mild steel, *The Welding Journal,* 3.
8. B. Ostie: (1964) *Statistics in research.* Ed. Iowa State University, Iowa.
9. W. J. Dixon și F. Massey: (1957) *Introduction to Statistical Analysis.* Ed. Mc Graw-Hill Book Co, New York.
10. R. A. Fisher: (1948) *Statistical tables.* Ed. Oliverand Boyd, Edinburgh
11. A. G. Worthing și J. Geffner: (1959) *Prelucrarea datelor experimentale.* Ed. Tehnică, București.

CONSIDERAȚII PRIVIND REZISTENȚA LA COROZIUNE A ALIAJELOR DE ALUMINIU DE TIP AlZnMg ȘI A ÎMBINĂRILOR SUDATE ALE ACESTORA

VL. POPOVICI, S. SONTEA, M. TEODORESCU, G. LESCENCO

Institutul politehnic Timișoara și Institutul de cercetări și proiectări electrotehnice

În lucrare se prezintă cercetarea rezistenței la coroziune a opt aliaje de aluminiu de tip AlZnMg și a îmbinărilor sudate ale acestora. Studierea rezistenței la coroziune s-a făcut prin expunerea epruvetelor de laborator la încercări accelerate de coroziune prin imersie alternată în soluție de 3% clorură de sodiu precum și expunere în aerosoli a soluție de 5% acid clorhidric.

Din cercetările efectuate s-a constatat că lipsa cromului din aceste aliaje produce o înrăutățire considerabilă a rezistenței la coroziune, iar prezența modificatorilor (titan, zirconiu) nu asigură aliajelor o rezistență mărită la coroziune dacă acestea au o cantitate mare de fier și mangan.

Rezultatele cele mai bune în ce privește rezistența la coroziune s-au obținut la îmbinările sudate cu electrod AK4 cu 4,4% Si, 0,1% Mn, 0,1% Fe și restul Al (procedeu WIG).

De asemeni s-a constatat că scăderile de rezistență sînt în concordanță cu degradarea datorită coroziunii. Studiul efectuat lărgește domeniul de utilizare în construcții de mașini a aliajelor AlZnMg.

1. Cu toate proprietățile mecanice ridicate ale aliajelor de aluminiu de tip AlZnMg, utilizarea acestora pe scară industrială s-a produs mai tîrziu (anul 1959), datorită rezervei față de rezistența lor la coroziune. Astăzi aceste aliaje se utilizează în industria constructoare de mașini și aparatură chimică precum și pentru construcția de avioane și mijloace de transport, întrucît studiile efectuate cu privire la rezistența lor la coroziune au demonstrat posibilități de utilizare [1], [2], [3], [4] în domenii foarte variate.

După unii autori [5] rezistența la coroziune a aliajelor cu 1,5 ... 5,3% zinc și 1,5 ... 8% magneziu depinde de suma totală zinc+magneziu care trebuie să fie cuprinsă între 5,7 ... 8% iar raportul Zn/Mg să fie egal cu 0,8.

Aliajele de acest tip nu sînt susceptibile la coroziune intercristalină. Comparativ cu aliajele de tip aluminiu-magneziu aceste aliaje au proprie-

tăți mecanice foarte bune, rezistență mare la coroziune (în special în mediu marin) și din această cauză se recomandă să se utilizeze la construcții ambutisate și sudate [2].

În ceea ce privește influența elementelor de aliere în literatură se arată că adaosul de 0,002 ... 0,3% beriliu și 0,005 ... 0,03% zirconiu la aliajele cu 3% zinc 3,7% magneziu și 0,8% mangan, îmbunătățește rezistența la coroziune și sudabilitatea. Adaosul de 0,1% cupru micșorează rezistența la coroziune cu 18 ... 30% ; adaosul de 0,6 ... 1% mangan, 0,5 ... 0,3% cupru, 0,1% siliciu și peste 0,2 fier duce la creșterea tendinței de fisurare. Adaosul de 0,2% zirconiu, 0,002% beriliu și 0,8% calciu micșorează tendința de fisurare a acestora. Adaosurile de titan în aliajele de aluminiu micșorează tendința de coroziune intercristalină.

S-a stabilit că fisurile care apar în piesele fabricate din aliaje de aluminiu de tip AlZnMg se datoresc coroziunii sub sarcină care apare fie datorită acțiunii corosive a atmosferei fie datorită acțiunii anumitor fenomene mecanice care pot produce acest gen de coroziune, acționînd chiar și în atmosferă necorozivă [1]. Astfel, această distrugere poate apare datorită forțelor de tensiune reziduală, ca urmare a unei tehnologii de fabricare sau a unei răciri necorespunzătoare sau datorită metodelor necorespunzătoare de asamblare [1].

După unele date din literatură, aceste dificultăți pot fi înlăturate prin adăugare de 0,18 ... 0,4% crom, care inhibă precipitarea la limita grăunților, reducînd riscul fisurării la coroziune sub sarcină.

Se indică că produse fabricate dintr-un aliaj cu compoziția 0,25% Cr, 5,6% Zn, 2,5% Mg, 1,6% Cu și 0,3% Mn nu au prezentat fisurare sub sarcină după șapte ani de funcționare.

În Anglia cercetările au dus la concluzia că procentul optim de crom în aceste aliaje este de 0,2% Cr și că adaosul de crom este mult mai eficace în prezența manganului [1].

Experimentîndu-se un aliaj de aluminiu (6% zinc și 2% magneziu) s-a constatat că adaosurile de beriliu și molibden duc la accelerarea fenomenelor de distrugere, în timp ce adaosurile de cupru și argint și în special crom sau mangan duc la o îmbunătățire a comportării aliajului [1].

2. LUCRĂRI EFECTUATE

S-au studiat opt aliaje de aluminiu de tip AlZnMg și îmbinări sudate ale acestora, din punct de vedere al rezistenței lor la coroziune.

Compoziția chimică a aliajelor studiate este arătată în *tabela 1.*

Încercările s-au executat pe table realizate prin forjare sau laminare, de grosimi de 4 ... 6 mm, tratate termic prin punerea lor în soluție și îmbătrînire naturală.

Tabela 1.

Aliaju studiat	Compoziția chimică %								
	Zn	Zn+Mg	Mg	Cr	Fe	Mn	Si	Zr	Ti
A	3,46	5,31	1,85	—	0,3	0,02	0,28	—	—
B	4,90	6,70	1,80	0,26	0,5	0,36	0,27	—	—
C	4,60	6,77	2,17	0,19	0,6	0,66	0,27	—	0,12
D	2,30	4,70	2,40	0,86	0,7	1	0,24	0,04	0,10
E	5,70	6,55	0,54	0,257	0,4	0,38	0,14	—	0,12
F	2,80	5,60	2,80	0,15	0,36	0,25	0,15	—	0,25
G	4	5 88	1,88	0,70	1	0,955	0,14	0,12	0,29
H	3,45	5,85	2,42	0,06	0,42	0,12	0,19	0,10	0,10

Studierea rezistenței la coroziune s-a făcut prin expunerea epruvetelor în laborator la următoarele încercări accelerate de coroziune :

— imersie alternată în soluție 3% clorură de sodiu, pentru materiale nesudate ;

— imersie continuă și alternată în soluție 3% clorură de sodiu, precum și expunere în aerosoli la soluție 5% acid clorhidric, pentru îmbinările sudate.

Evaluarea rezultatelor s-a făcut prin observare vizuală, prin determinarea variației proprietăților mecanice, prin analiza metalografică a structurii sau gravimetrică.

3. REZULTATELE OBȚINUTE LA PROBELE NESUDATE

Probele nesudate au avut forma unor epruvete pentru încercări mecanice, cu grosimea de 4 mm. Ele au fost supuse la un număr de 1 000 cicluri de imersie alternată în soluție 3% NaCl. Un ciclu de încercare a fost format din 10 minute imersie și 50 minute menținere în aer La cele 1 000 de cicluri realizate prin imersie alternată rezultă un timp de menținere efectiv a probelor în soluție salină de 166 ore.

Aliajul H a fost studiat mai amănunțit și anume la 700 (H_1) și 1 000 de cicluri (H_2) netensionat, precum și la 1 000 de cicluri în stare tensionată (H_3). Starea de tensionare a fost creată printr-o deformare remanentă de 10% înainte de încercare.

În *figura 1* se prezintă o fotografie a suprafeței probelor după încercarea la imersie alternată.

După încercare s-a observat că suprafața tuturor probelor a fost acoperită cu produse de coroziune de culoare albă, probele *D* și *G* prezentînd însă produse de coroziune mai abundente și de nuanță mai închisă. De asemenea nu s-a observat nici o diferență între aspectul probei *H* netensionată și cea tensionată.

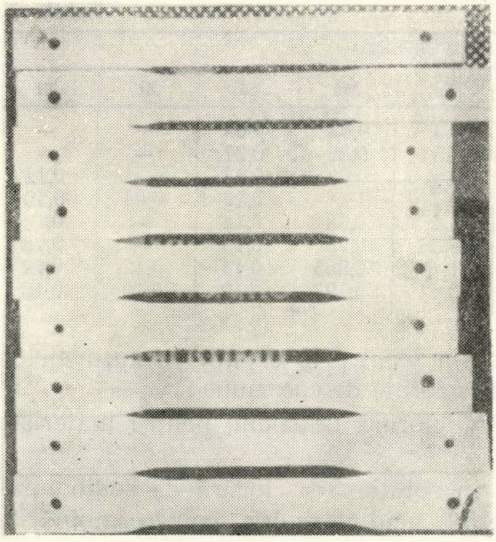


Fig. 1. Suprafața probelor nesudate după 1 000 de cicluri de încercare la imersie alternată în soluție 3% NaCl.

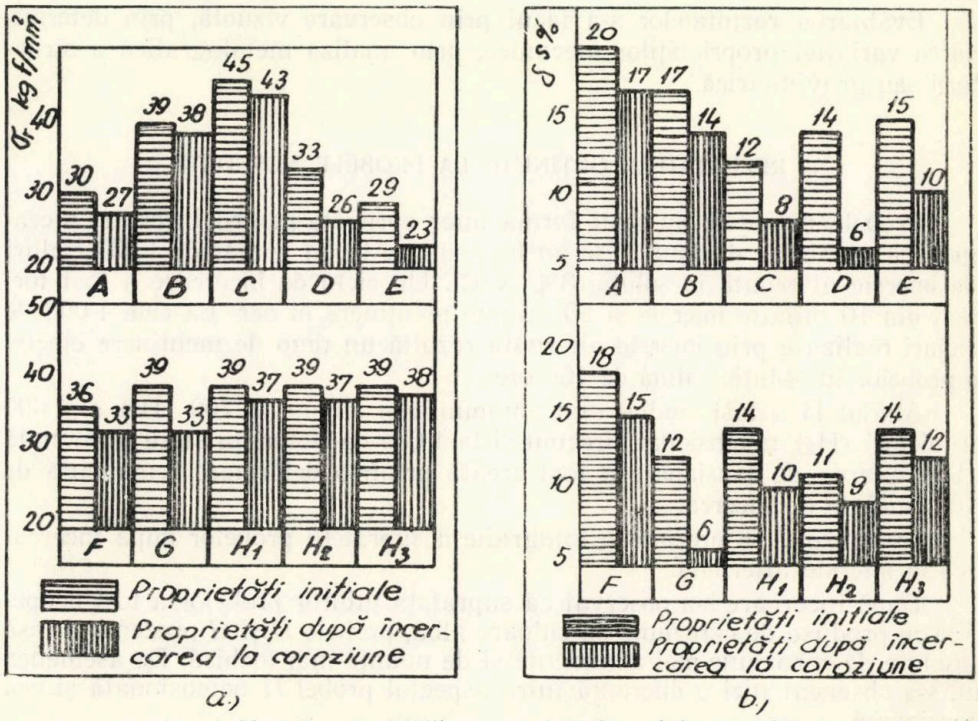


Fig. 2. Variația proprietăților mecanice ale probelor nesudate.

Cu ajutorul încercărilor mecanice efectuate înainte și după proba de coroziune (*fig. 2 a* și *2 b*) s-a stabilit influența coroziunii asupra proprietăților mecanice.

După cum se observă, toate probele prezintă diminuări ale proprietăților mecanice, însă cele mai intense sînt înregistrate la aliajele *D* (21% pentru rezistența la rupere și 57% pentru alungire) și *G* (15% pentru rezistența la rupere și 50% pentru alungire) și pentru *E* (20,6% rezistența la rupere). La aliajul H_3 (700 cicluri) variația proprietăților mecanice a fost mică.

În continuare aceste probe au fost analizate cu ajutorul microscopului metalografic, pentru a verifica existența coroziunii intercristaline ca și a altor efecte. Pregătirea probelor s-a făcut prin șlefuirea pe hîrtie metalografică la granulația 600, cu suprafața acoperită de un amestec petrol-parafină pură. Lustruirea s-a făcut electrolitic cu o soluție de acid fluorhidric diluat. Mărirea fotografiilor este 200 : 1. La niciunul din aliajele cercetate nu s-au identificat efecte de coroziune intercristalină, la unele însă apar defecte de distrugere marginale, cu penetrație. În *tabela 2* și *figurile 5—8* se prezintă rezultatele obținute.

Tabela 2

Analiza microscopică a probelor

Nr. crt	Aliajul studiat	Observații	Figura
1	2	3	4
1	*A*	Cu efecte de distrugere în margine de formă neregulată, în interior structură normală	Structura de margine *figura 3* Structura de adîncime *figura 4*
2	*B*	Fără efecte de distrugere în margine, situație normală în interior	—
3	*C*	idem	—
4	*D*	Efecte de coroziune în margine cu penetrație în adîncime	Structura de margine în *figura 5*
5	*E*	Fără efecte de coroziune în margine și în interior	—
6	*F*	Slabe efecte de coroziune în margine, în interior normal	Structura de margine în *figura 6*
7	*G*	Efecte de distrugere în margine, în interior fără defecte	Structura de margine în *figura 7*
8	*H*	Fără defecte de coroziune	Structura de margine în *figura 8*

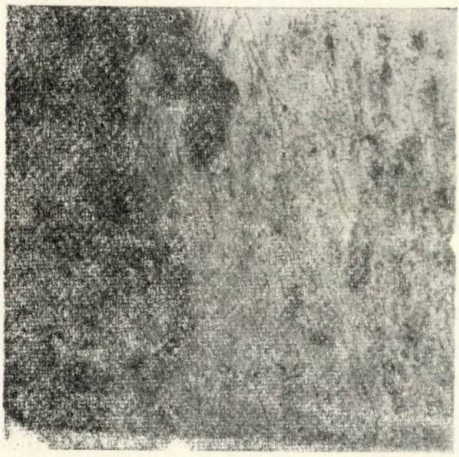


Fig. 3. Structura din margine la proba din aliajul A după încercarea a 1000 cicluri la imersie alternată în soluție 3% NaCl.

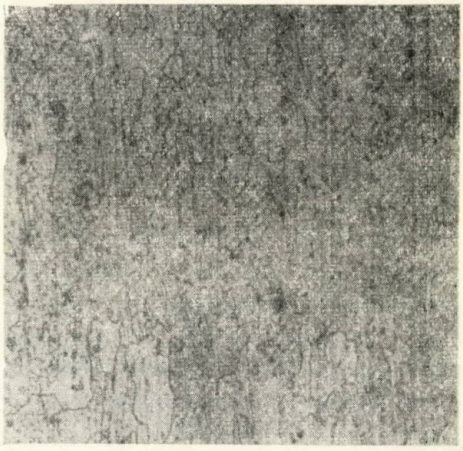


Fig. 4. Structura de adîncime la proba din aliajul A după încercarea a 1000 cicluri la imersie alternată în soluție 3% NaCl.

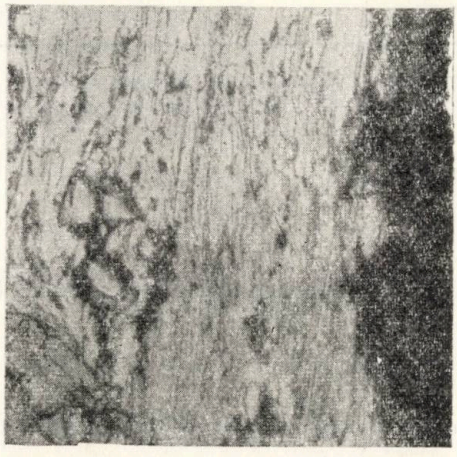


Fig. 5. Structura de margine la o probă din aliajul D după încercarea a 1000 cicluri la imersie alternată în soluție 3% NaCl.

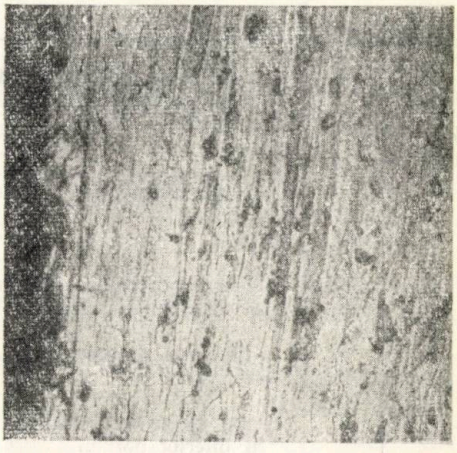


Fig. 6. Structura de margine la o probă din aliajul F după încercarea a 1000 cicluri la imersie alternată în soluție 3% NaCl.

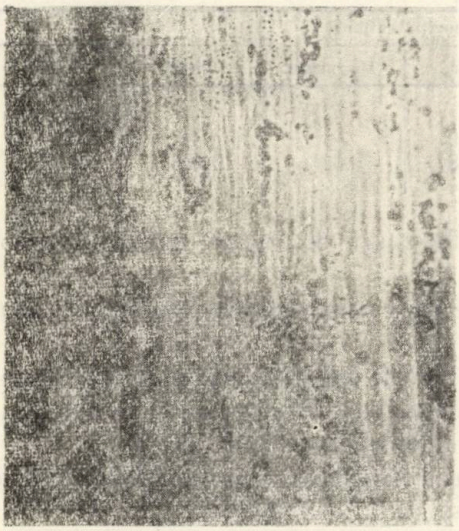


Fig. 7. Structura de margine la o probă din aliajul G după încercarea a 1000 cicluri la imersie alternată în soluție 3% NaCl.

Fig. 8. Structura de margine la o probă din aliajul H_1 după încercarea a 1000 cicluri la imersie alternată în soluție 3% NaCl.

4. REZULTATELE OBȚINUTE CU PROBELE SUDATE

S-au încercat probe din aliajul *H*, sudate cu diferiți electrozi sau cu diferite metale de adaos.

4.1. Sudarea cu diferiți electrozi

Pentru îmbinările sudate s-a utilizat aliajul *H* sub formă de table laminate groase de 4 mm. Sudarea s-a făcut după procedeul WIG cu următorul regim de lucru :

— curent 150 A ;
— electrod de wolfram ϕ 2,4 mm ;
— consum de argon 10 l/minut ;
— poziția de sudare : liberă ;
— capetele tablelor fără șanfrenare.

S-au utilizat trei categorii de electrozi cu conținut diferit de siliciu, după cum se arată în *tabela 3.*

Tabela 3

Electrod	Diametrul	Compoziția chimică %					
		Siliciu	Mangan	Fier	Magnezlu	Titan	Aluminiu
S6S	∅ 3	12	0,3	0,15	—	—	rest
Ak4	∅ 2	4,4	0,10	0,109	—	—	rest
AlSi	∅ 4	6,83	0,398	0,288	0,338	0,163	rest

O parte din probe au fost supuse încercării de imersie continuă în soluție 3% NaCl, timp de 100 zile.

Aprecierea rezultatelor s-a făcut pe baza observațiilor vizuale și a analizei microscopice.

După scoaterea din soluția salină probele au prezentat suprafața complet acoperită cu produse de coroziune. Analizele microscopice au fost realizate în modul arătat anterior (mărire a fotografiilor 120 : 1)

La probele la care s-a utilizat electrodul S6S s-au înregistrat efecte de coroziune intercristalină, după cum se arată în *figura 9.*

De asemenea metalul de bază în zona imediat alăturată cordonului prezintă efecte de coroziune de forma unor fîșii de culoare neagră, după cum se arată în *figura 10.*

Fig. 9. Structura de adîncime la o probă sudată cu electrodul S6S după imersie continuă 100 zile în soluție 3% NaCl.

Fig. 10. Structura metalului de bază în zona alăturată cordonului de sudură la o probă sudată cu electrodul S6S după imersie continuă 100 zile în soluție 3% NaCl.

La probele la care s-a folosit electrodul Ak4 efectele de coroziune intercristalină sînt mai restrînse, avînd un contur negru la limita grăunților cristalini, atît în sudură cît și în zona de lîngă sudură a metalului de bază.

Rezultate apropiate s-au obținut și la utilizarea electrodului AlSi.

4.2. Sudarea cu diferite metale de adaos

Materialele încercate ca și regimul de lucru utilizat la sudarea acestora se arată în *tabela 4.*

Tabela 4

Grupa	Metalul de bază	Metalul de adaos	Regimul de sudare
1	AlZnMg (șarje H după *tab 1)*	AlMg 5 (5,2% magneziu 0,1% siliciu, 0,199% mangan, 0,169% fier)	Procedeul WIG ; 150 A electrod wolfram 2,3 mm diametru ; argon 151/min.
2	idem	AlZuMg (șarje E după *tab. 1*)	teșirea la capete 70°
3	idem	AlZnMg (șarje F după *tab. 1*)	idem
4	idem	Același cu metalul de bază	idem

Probele s-au sudat sub forma unei plăci de dimensiunea $5 \times 100 \times 250$ mm. După sudare s-au confecționat epruvete pentru încercări mecanice cu prelucrarea suprafețelor, inclusiv a supraînălțării.

Încercarea la coroziune s-a făcut prin imersie alternată într-o soluție salină de 3% NaCl, la un număr de 2 400 de cicluri. Un ciclu a fost format din 10 minute imersie și 50 de minute menținere în aer.

După încercare, toate probele au prezentat suprafața acoperită cu produse albe de coroziune. Cea mai pronunțată degradare corozivă s-a produs într-o zonă situată lîngă cordon. Coroziunea cea mai intensă au prezentat-o probele din grupa 1, urmate apoi de grupele 4, 2 și 3. Cordonul de sudură apare nuanțat închis numai în grupa 1, la restul de grupe rămînînd neatacat. În *figura 11* se prezintă fotografia a cîte unei probe din fiecare grupă, în care se observă cele rezultate mai sus.

Creșterea în greutate în urma încercării datorită coroziunii este arătată în *figura 12.*

În *figura 13* s-a reprezentat rezistența la rupere a celor patru grupe de probe : inițial, după încercarea de imersie alternată și după expunerea șase luni în microclimat maritim la Agigea.

După cum se remarcă cea mai intensă scădere a rezistenței se înregistrează la probele din grupa 1, la care s-a folosit electrodul cu conținut ridicat de magneziu.

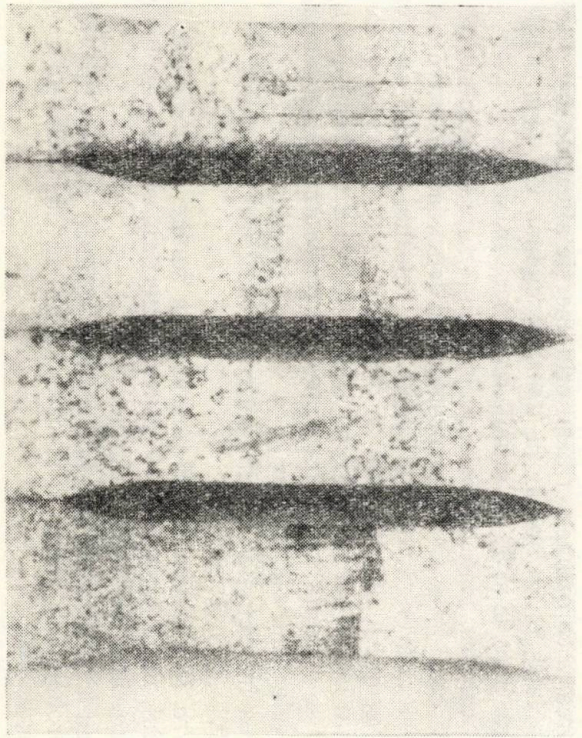


Fig. 11. Suprafața probelor sudate după încercarea 2400 cicluri la imersie alternată în soluție 3% NaCl.

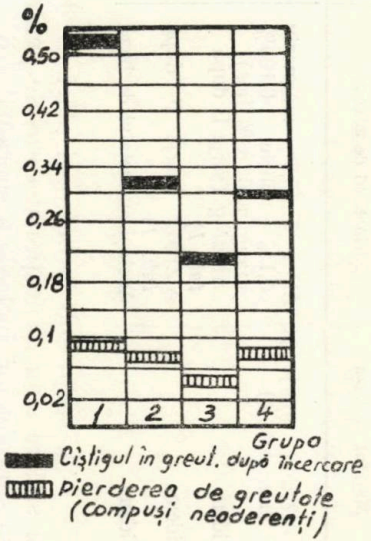


Fig. 12. Creșterea în greutate a probelor sudate după încercarea 2400 cicluri la imersie alternată în soluție 3% NaCl.

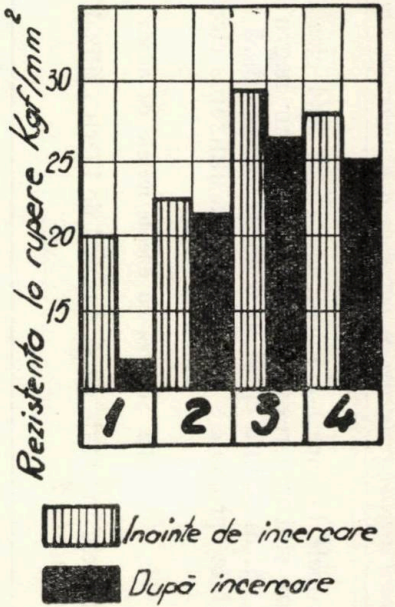


Fig. 13. Rezistența la rupere a probelor sudate inițial și după încercarea la imersie alternată în soluție 3% NaCl și expunere 6 luni la microclimat maritim.

La analiza microscopică (mărirea fotografiilor 200 : 1) a probelor din grupa *1* s-a identificat coroziune intercristalină în sudură (*fig. 14*) și coroziune stratificată în „benzi" în metalul de bază, în zona alăturată îmbinării (*fig. 15*).

La probele din grupa *2* coroziunea are caracter mai restrîns atît în sudură (*fig. 16*) cît și în metalul de bază (*fig. 17*).

La probele din grupa *3* se observă parțial urme de coroziune în sudură (*fig. 18*) și metalul de bază (*fig. 1*).

La probele din grupa *4* se observă efecte de coroziune stratificată în „benzi", în material lîngă sudură (*fig. 20*).

O altă categorie de probe făcînd parte tot din șarja H, au fost sudate în condițiile arătate la pct. b, după procedeul WIG. În afara electrozilor S6S, Ak4 și AlSi s-a utilizat și electrodul S6M cu compoziția 0,1% siliciu; 0,19% mangan, 0,169% fier; 5,2% magneziu, restul aluminiu.

Fig. 14. Structura sudurii la o probă din grupa *1*, după încercarea 2400 cicluri la imersie alternată în soluție 3% NaCl.

Aceste probe au fost supuse unei încercări de coroziune într-o instalație specială, în mediu de aerosol, de soluție 5% acid clorhidric, timp de 15 zile.

După tratament probele au fost complet acoperite cu produse de coroziune de culoare întunecată.

Prin analiză microscopică (mărirea fotografiilor 120 : 1) au fost identificate următoarele aspecte :

— Probele sudate cu electrod S 6 M prezintă o coroziune intercristalină puternică în sudură, situată mai ales la baza acesteia (fig. *21*) iar în metalul de bază slabe efecte în zona imediat de lîngă îmbinare.

— Probele sudate cu electrod S 6 S sînt puternic corodate în sudură ca și în metalul de bază, unde apar „benzi" de culoare închisă.

— Probele sudate cu electrod Ak 4 prezintă o coroziune mai puțin intensă față de electrodul S 6 S, care se manifestă mai pregnant în metalul de bază învecinat îmbinării.

Fig. 15. Structura metalului de bază în zona alăturată sudurii la o probă din grupa 1 după încercarea 2400 cicluri la imersie alternată în soluție 3% NaCl.

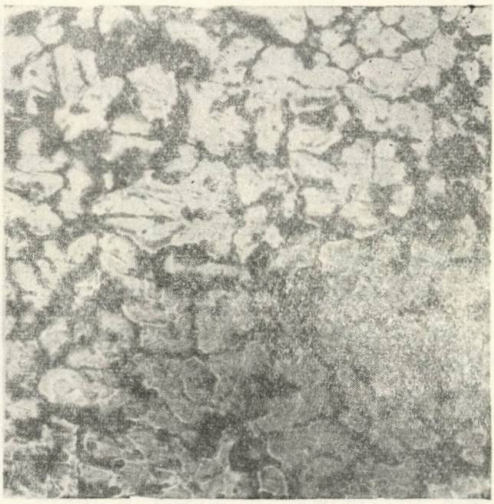


Fig. 16. Structura sudurii la o probă din grupa 2 după încercarea 2 400 cicluri la imersie alternată în soluție de 3% NaCl.

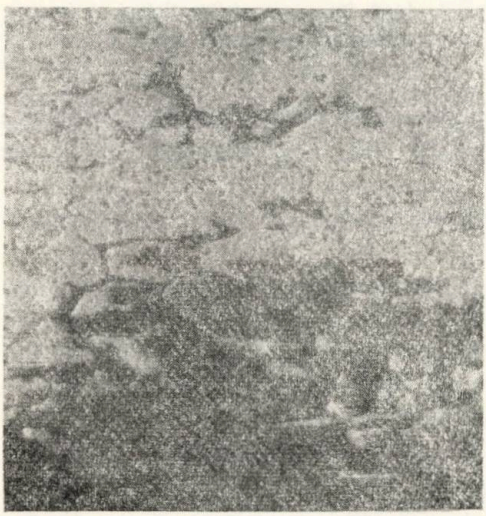


Fig. 17. Structura metalului de bază la o probă din grupa 2 după încercarea 2400 cicluri la imersie alternată în soluție 3% NaCl.

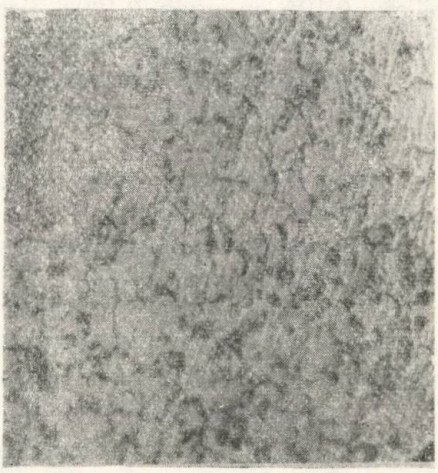


Fig. 18. Structura sudurii la o probă din grupa 3, după încercarea 2 400 cicluri la imersie alternată în soluție 3% NaCl.

Fig. 19. Structura metalului de bază la o probă din grupa 3, după încercarea 2 400 cicluri la imersie alternată în soluție 3% NaCl.

Fig. 20. Structura metalului de bază în zona alăturată sudurii, la o probă din grupa 4, după încercarea 2 400 cicluri la imersie alternată în soluție 3% NaCl.

Fig. 21. Structura sudurii (la bază) la o probă sudată cu electrodul S6M după încercarea în aerosoli de 3% NaCl.

Fig. 22. Structura metalului de bază în zona alăturată sudurii la o probă sudată cu electrodul S6M după încercarea în aerosoli de 5% HCl.

5. CONCLUZII

a) Lipsa cromului din aliajele AlZnMg produce o înrăutățire considerabilă a rezistenței la coroziune (cazul aliajului A).

b) La aliajele *D* și *G*, cu toate că au în compoziție modificatori, titan și zirconiu, cantitatea mare de fier și mangan produce o scădere a rezistenței la coroziune. Mai trebuie remarcat că efectul de distrugere care s-a identificat la marginea acestora pornește din aglomerațiile de compuși ai fierului și manganului identificați ;

c) Aliajul B cu 6,70% zinc+magneziu și 0,26% crom este mai rezistent la coroziune decît aliajul *C* cu 6,77% zinc+magneziu 0,19% crom și 0,12% titan.

d) Scăderile de rezistență înregistrate pentru grupele de aliaje analizate sînt în concordanță cu degradarea datorită coroziunii.

e) Efectul de coroziune la imersie permanentă în apă salină este mai puternic decît în cazul imersiei alternate.

f) La sudarea efectuată cu electrozi cu conținut ridicat de siliciu nu se remarcă deosebiri calitative esențiale.

g) La sudarea efectuată cu electrozi de tip AlMg 5% și AlZnMg, efecte mai puternice de coroziune se manifestă la folosirea electrozilor cu 5% magneziu față de electrozi AlZnMg.

h) Între electrozii AlZnMg se produc diferențieri care sînt în concordanță cu cele constatate anterior la analiza materialului nesudat.

i) Coroziunea în aerosoli cu 5% HCl este cea mai puternică pentru aliajele studiate.

BIBLIOGRAFIE

1. Ulrick, R. Evans (1960), *The corrosion and oxidation of metals. Scientific principles and practical application.* Edward Arnold Publ. Londra.
2. Gert Bergholz (1963), Korrosionsbeständigkeit von Aluminiumlegierungen AlZnMg. *Schweisstechnik, 13,* 5, 198—200.
3. L. Hunsicker (1956), Schweissen von Grobbenhältern aus Aluminiumlegierungen. *Schweissen und Schneiden* 17, 434.
4. M. Scheidecker und J. Heremguel (1963), Die neue Legierung AZ-G. Revue *de L'aluminium 40,* 310, 615—622.
5. J. N. Fridlyantdet, N. I. Zaitserea, E. Burovu și V. B. Abruzov: (1964) *Alumina Splavy Ib. Statei,* 3, 66—67

MĂSURĂTORI DE CONTRACȚII PE TABLE SUDATE DIN ALIAJE AlZnMg DUPĂ PROCEDEUL DE SUDARE WIG

VL. POPOVICI, S. SONTEA

Institutul politehnic Timișoara

Procesul de sudare este însoțit întotdeauna de variații mari de temperatură în metalul de bază, care produc tensiuni și deformații remanente. La aliajele de aluminiu deformațiile sînt superioare în comparație cu oțelul, datorită conductibilității termice mai mari.

În lucrare s-au studiat cantitativ deformațiile unghiulare, transversale și longitudinale care iau naștere la aliajele de aluminiu de tip AlZnMg sudate după procedeul WIG. Ca material de adaos s-au utilizat mai multe aliaje de aluminiu de tip AlSi. AlMg sau AlZnMg. Rezultatele obținute furnizează date suplimentare în legătură cu sudabilitatea aliajelor de alminiu de tip AlZnMg.

Construcțiile sudate ocupă un loc din ce în ce mai mare în practică, deși sudarea prezintă unele dificultăți. Procesul de sudură în sine este însoțit de variații mari de temperatură în metalul de bază, producînd tensiuni și deformații remanente.

Aceste deformații pot duce uneori la ruperea prin distrugere a subansamblelor datorită valorii lor înaintate [1].

La îmbinările sudate din aliaje de aluminiu apar deformații dimensionale mai mari decît la îmbinările din oțel, datorită proprietății de conductibilitate termică superioară la aluminiu față de oțel [2].

După modul cum se dezvoltă în construcții, deformațiile pot fi unghiulare, transversale și longitudinale [3].

Deformațiile care iau naștere în materialul sudat sînt determinate de mai mulți factori printre care citām : modificări locale de volum în zona de influență termică, eventuale forțe active care acționează în timpul sudării, modificări ale concentrației unor elemente în sudură și zonele alăturate acesteia (în metalul de bază) etc.

Măsurarea deformațiilor se poate realiza prin mai multe procedee [4] [6] însă cele mai concludente rezultate s-au obținut prin folosirea

extensometrului de aşezare mecanic tip Pfender, care poate măsura deformaţii liniare pînă la ±0,5 mm, pentru segmente de 20,40, 60 şi 100 mm, cu preapă de 1 μm.

Ca material de bază pentru experimentări s-a utilizat aliajul de aluminiu de tipul AlZnMg de compoziţia chimică arătată mai jos : zinc 3,42%; magneziu 2,42%; crom 0,06%; siliciu 0,19%; mangan 0,42%; fier 0,12%; titan 0,1%; zirconiu 0,1%.

Ca material de adaos s-au utilizat mai multe aliaje de aluminiu, a căror compoziţie chimică este arătată în *tabela 1.*

Tabela 1

Nr. crt	Tipul aliajului	Compoziţia chimică									
		Zinc	Mg	Si	Mn	Fe	Cr	Ti	Zr		Rest.
1	Al-Si	—	—	4,4	0,10	0,109	—	—	—	—	Al
2	Al-Si	—	—	6,83	0,398	0,288	—	0,163	—	—	Al
3	Al-Si	—	—	12	0,3	0,15	—	—	—	—	Al
4	Al-Mg	—	5,2	0,1	0,199	0,169	—	—	—	—	Al
5	Al-Zn-Mg	5,7	0,54	0,14	0,38	0,4	0,257	0,12	—	—	Al
6	Al-Zn-Mg	4,6	2,17	0,27	0,66	0,6	0,19	—	—	—	Al
7	Al-Zn-Mg	4	1,88	0,14	0,955	1	0,7	0,29	0,12	—	Al

Segmentele de măsurare s-au demarcat prin imprimarea unor bile din oţel cu diametrul 1/16″, de duritate 800 kgf/mm^2.

Experimentările s-au efectuat în două etape. În prima etapă s-au folosit probe de forma celor arătate în *figura 1,* cu grosimi diferite de la 3,5 mm la 10 mm. În a doua etapă s-au utilizat probe de dimensiunile arătate în *figura 2,* de asemenea cu grosimi variabile.

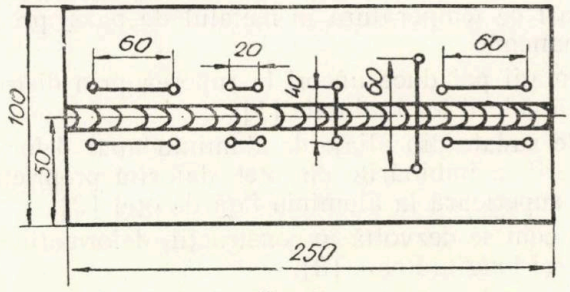


Fig. 1.

Pentru sudare s-a folosit procedeul WIG cu protecţia băii în argon. Sudura s-a executat fie liber, fie strîns. S-au utilizat îmbinări sudate cap la cap, cu teşire la 90° pentru tablele mai groase de 4 mm.

Segmentele de măsură au avut lungimea de 20, 40, 60 şi 100 mm. Poziţia segmentelor faţă de cordonul de măsură este arătată în *figura 1* şi 2.

După cum se observă cea mai mică distanță față de axa cordonului la care s-au imprimat bilele limitatoare pentru segmentele de măsură a fost de 10 mm. Valoarea contracțiilor s-a determinat pe baza măsurătorilor făcute segmentelor limitatoare înainte și după sudare.

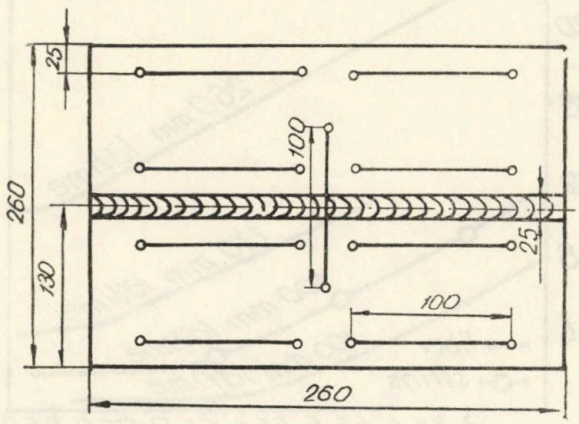


Fig. 2.

Pentru segmentele limitatoare, în vederea determinării contracțiilor transversale, primele măsurători s-au executat numai după prinderea plăcilor la capete.

CONTRACȚIA UNGHIULARĂ

Contracția unghiulară s-a măsurat după efectuarea sudării, cu ajutorul unui dispozitiv de măsură a unghiurilor. Unghiul de contracție α rezultă ca diferență între unghiul complimentar și cel delimitat prin măsurători, după cum se arată în *figura 3.*

Fig. 3.

Măsurătorile s-au executat atît pentru probele sudate liber, cît și pentru cele sudate strîns.

În *figura 4* se prezintă rezultatele măsurătorilor și variația acestora în funcție de grosimea tablelor sudate, de lățimea probelor și modul de sudare (liber sau strîns).

După cum se observă în figură, contracția unghiulară scade pe măsură ce crește grosimea tablei. De asemenea valoarea contracției crește, o dată cu lățimea probei sudate.

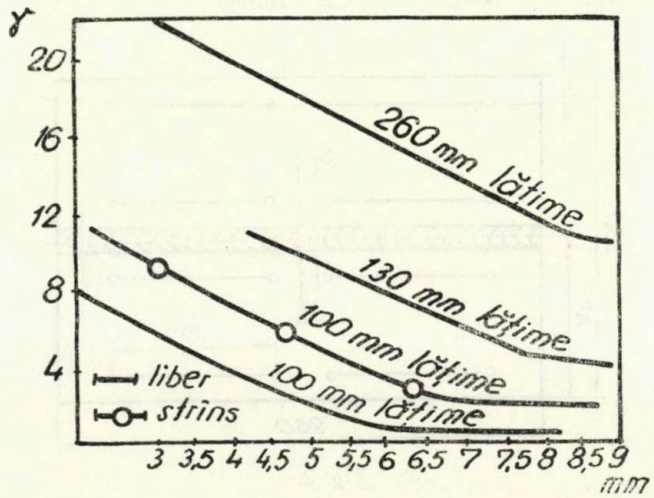


Fig. 4.

Valorile maxime pentru contracțiile unghiulare se înregistrează la grosimi de table sub 4 mm, iar la grosimi superioare acestea scad.

La sudură strînsă contracția unghiulară este superioară față de sudura liberă.

Nu s-au identificat deosebiri esențiale în ceea ce privește valoarea contracției, ținînd cont de calitatea materialului de adaos.

Contracția transversală

Contracția transversală rezultă din diferența celor două măsurători efectuate segmentelor limitatoare, situate perpendicular pe direcția cordonului (*fig. 1* și *2*) fiind egală cu

$$\Delta_t = L_0 - L_t$$

unde :

L_0 = măsurătoarea înainte de sudare ;

L_t = măsurătoarea după sudare.

Rezultatele măsurătorilor efectuate sînt prezente în *figura 5*.

După cum se observă această contracție are o creștere substanțială cu grosimea tablelor. Segmentele la care deformarea după sudare a depășit posibilitățile de măsură ale extensometrului, au fost măsurate cu ajutorul unui microscop universal pentru măsura lungimilor tip Karl Zeiss.

În ceea ce privește sudarea strînsă, aceasta produce contracții transversale mult superioare celor arătate în *figura 5,* astfel pentru table între 4—10 mm grosime, sudate strîns, contracția transversală a fost de cca. 6—8 mm.

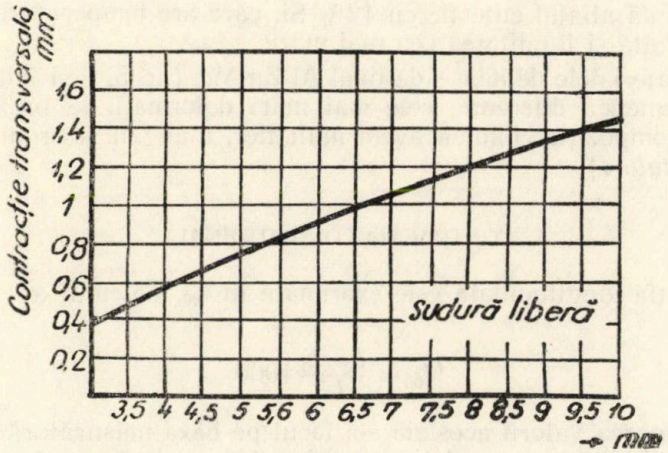


Fig. 5.

S-au înregistrat diferențe și în ceea ce privește valoarea medie a contracției în funcție de calitatea materialului de adaos. În *figura 6* se prezintă valoarea contracției pentru tablele cu grosime de 4 mm, în funcție de cele șapte tipuri de electrozi utilizați, de compoziția chimică arătată în *tabela 1.*

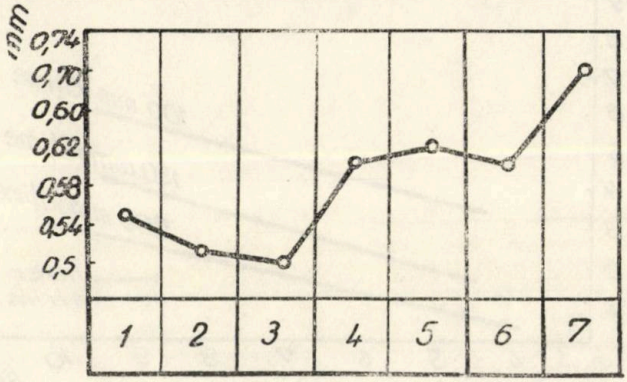


Fig. 6.

Se remarcă faptul că cele mai mici contracții se înregistrează atunci cînd sudura se face cu materiale de adaos de tipul Al-Si, o situație intermediară din acest punct de vedere îl prezintă aliajele de tip Al-Mg, iar con-

tracţii mai mari au aliajele de tipul Al-Zn-Mg. Acest fapt este determinat de temperatura de topire mai joasă a siluminurilor ca şi de fluiditatea lor mai mare în stare topită (*tabela 1*).

Între cele trei aliaje Al-Si folosite ca material de adaos, cele mai mici contracţii le dă aliajul eutectic cu 12% Si, care are temperatura de fuziune cea mai scăzută şi fluiditatea cea mai mare.

Între materialele de adaos de tipul Al-Zn-Mg (nr. 5, 6 şi 7 din *tabela 1*) apar de asemenea diferenţe, cele mai mari deformaţii le prezintă aliajul în a cărui compoziţie chimică avem mult fier, mangan şi crom (aliajul de la nr. 7 din *tab. 1*).

CONTRACŢIA LONGITUDINALĂ

Contracţia longitudinală este exprimată în ‰. Calculul acestei contracţii este:

$$‰ = \frac{L_0 - L_1}{L_0} 1000$$

Determinarea valorii acesteia s-a făcut pe baza măsurătorilor executate segmentelor limitatoare paralele cu cordonul de sudură, după cum se arată în *figurile 1* şi *2*.

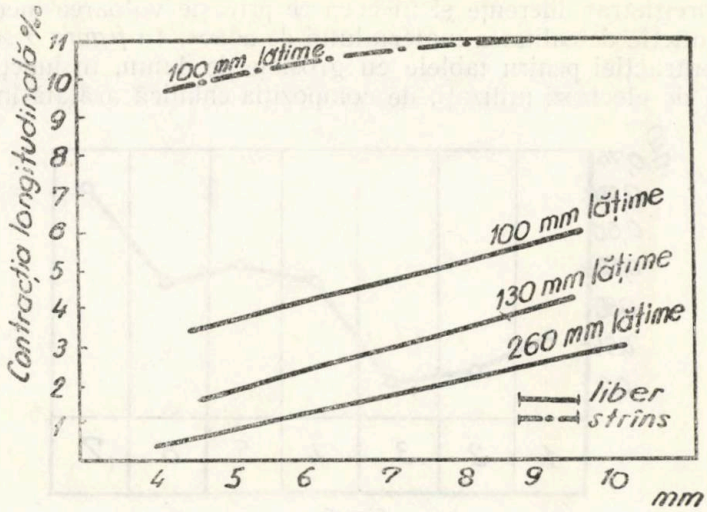


Fig. 7.

Rezultatele obţinute sînt arătate în *figura 7*.

S-a urmărit variaţia acestei contracţii în funcţie de grosimea tablei, lăţimea probelor şi modul de sudare.

După cum se observă contracția crește o dată cu grosimea tablei și scade o dată cu creșterea lățimii probei.

La sudarea strînsă, valoarea contracției depășește mult pe cea înregistrată la sudarea liberă.

Pentru probele utilizate în *figura 2* s-a urmărit determinarea contracției pe două direcții distincte, una dintre acestea situată în apropiere de cordon (la 25 mm), iar cealaltă situată la marginea tablei, deci îndepărtată de cordon.

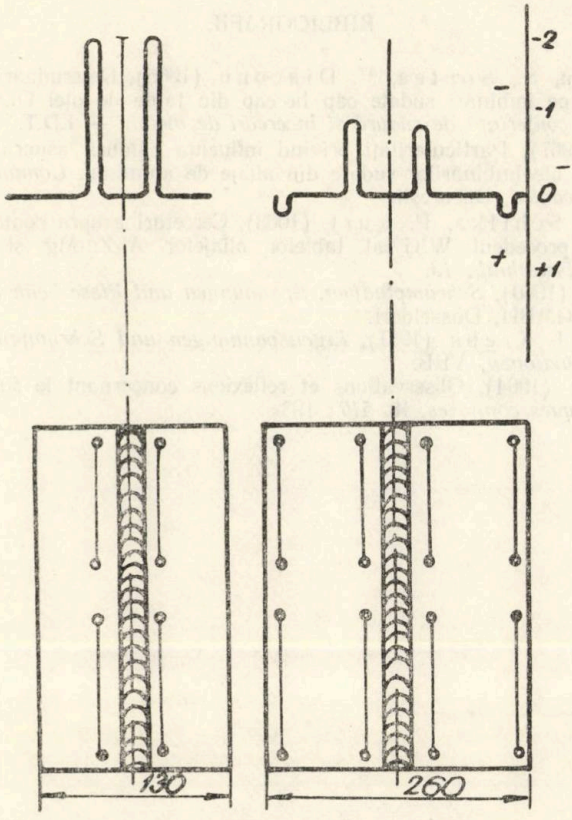


Fig. 8.

În *figura 8* se prezintă rezultatele măsurătorilor efectuate în felul acesta pentru table groase de 6 mm, sudate cu electrod Al-Mg 5% (nr. 4 din tabel).

Se observă că în zonele de lîngă cordon contracțiile longitudinale sînt negative, iar în zonele depărtate de cordon acestea sînt pozitive.

CONCLUZII

Domeniul de grosimi cercetat corespunde în general situațiilor celor mai obișnuite din practică. După cum s-a observat, pericolul de contracție mai mare este caracteristic tablelor subțiri.

La tablele groase, în special la cele peste 10 mm, contracția unghiulară este aproape inexistentă, în timp ce restul contracțiilor cresc.

BIBLIOGRAFIE

1. M. Bălțănoiu, S., Sontea, V. Diaconu (1965), Determinări de tensiuni remanente pe îmbinări sudate cap la cap din table de oțel OL 38, *Comunicare la a V-a conferință de sudură și încercări de metale* — I.D.T.
2. S. Sontea (1967), Particularități privind influența căldurii asupra proprietăților mecanice ale îmbinărilor sudate din aliaje de aluminiu. *Comunicare la conferința de mecanică*, București.
3. W. Gilde, H. Schilka, P. Kurt (1963), Cercetări asupra contracțiilor la sudarea după procedeul WIG al tablelor aliajelor Al-Zn-Mg și Al-Mg-5. *Revista Schweisstechnik, 13.*
4. R. Malisius (1960), *Schrumpfungen, Spannungen und Risse beim Schweissen*, Ed. II, DVS, GMBH, Düsseldorf.
5. H. Häusche, J. Krebs (1961), *Eigenspannungen und Schrumpfungen in Schweisskonstruktionen*, VEB.
6. H. Gerbeaux (1964), Observations et reflexions concernant le soudage. *Soudage et techniques connexes*, 18, *516* ; 193.

ASPECTE FRACTOGRAFICE ALE UNOR MATERIALE SINTERIZATE DIN PULBERI METALICE

AURELIA PROTOPOPESCU, L. STAICU

Institutul de cercetări metalurgice București

Se descriu rezultatele obținute prin studiu stereomicrofractografic al materialelor sinterizate din pulberi metalice. S-a folosit un microscop electronic cu baleiaj (stereoscan) de tip JSM-2, cu o putere de rezoluție de 250 Å și profunzime a cîmpului de 300 ori mai mare decît la microscopul metalografic.

Observarea directă prin metoda electronilor secundari, la o tensiune de lucru de 25 KV a suprafețelor de rupere, a scos în evidență pe de o parte caracteristicile structurilor materialelor sinterizate, determinate de forma, mărimea și distribuția particulelor din pulberi metalice; de asemeni, caracterul ruperii, fragil sau tenace, intragranular sau intergranular, determinat de natura materialului și procesele de difuziune în timpul sinterizării.

Printre metodele moderne de punere în evidență a gradului de sinterizare în materialele fabricate din pulberi metalice se numără și studierea fractografiilor acestor materiale cu ajutorul microscopului electronic cu baleiaj (scanning electron microscope).

Utilizarea microscopului optic pentru examinarea fracturilor metalice este limitată de lipsa de adîncime a focalizării și de neregularitatea iluminării cîmpului optic, din cauza reflexiilor parazite ale luminii pe suprafața rugoasă a probei. Metoda replicelor folosită la microscopul electronic prin transmisie, permite obținerea unei puteri de rezoluție excelente (de ordinul 10 Å) a detaliilor, însă această observare este indicată numai pentru aprecierea rugozității cîmpului dintr-o suprafață de rupere, și, în plus, este foarte dificil să se scoată replici satisfăcătoare de pe colțuri și muchii ascuțite, ceea ce practic face imposibilă o analiză cuprinzătoare a suprafeței de rupere prin această metodă. De asemeni, prezența peliculelor de oxid ce pot apare pe o suprafață de rupere limitează utilizarea acestei metode, deoarece peliculele se extrag numai parțial și adesea ele se prezintă opace la microscopul prin transmisie.

Întrebuințarea microscopului electronic cu baleiaj pentru examinarea fracturilor metalice este limitată numai de faptul că contrastul imaginii este determinat în principal de înălțimea asperităților suprafeței de rupere, iar puterea de rezoluție este inferioară microscopului electronic prin transmisie.

Principiile de construcție și utilizare ale acestui instrument au fost larg descrise de C. W. Oatley s.a. [1]. În continuare se arată pe scurt modul de funcționare a microscopului electronic cu baleiaj. Fasciculul de electroni emiși de filament este accelerat la tensiuni înalte pînă la 50 kV și focalizat într-un spot cu diametrul de cca 100 Å. Căzînd pe probă, o parte din fasciculul de electroni este reflectată, într-o măsură mai mare sau mai mică, în funcție de numărul atomic al materialului probei, iar o altă parte este absorbită în probă (în cazul cînd proba este subțire poate apare și un fascicul transmis); totodată din probă sînt emiși electroni secundari. Electronii reflectați au viteze mari și parcurg traiectorii aproximativ rectilinii spre detector, în timp ce electronii secundari sînt mai lenți și sînt atrași de detector sub acțiunea unei diferențe de potențial.

Electronii focalizați pe detector (de regulă un material scintilator) provoacă iluminarea acestuia și, prin intermediul unui tub de lumină, aceasta se transmite la un fotomultiplicator al cărui semnal este utilizat pentru modularea strălucirii tubului catodic al unui osciloscop. În final, se obține imaginea reliefului suprafeței probei pe ecranul respectiv, proba (suprafața de rupere) putînd fi studiată direct fără nici o pregătire prealabilă specială. Puterea de rezoluție a microscopului electronic cu baleiaj este în cel mai bun caz de 200 Å, însă adîncimea de focalizare este de 300 ori mai mare decît la microscopul optic.

Microscopul electronic cu baleiaj este utilizat pentru studiul ruperilor la oboseală și fluaj ale oțelurilor, punerea în evidență a fazelor secundare din oțeluri, examinarea suprafețelor metalice puternic corodate și erodate, etc. [2]. De asemeni, el poate fi folosit în studiul semiconductorilor și circuitelor integrate, deoarece variațiile de potențial electric pe suprafața unei probe, se pot transforma în variații ale contrastului imaginii pe ecranul tubului cinescop.

În cele ce urmează se prezintă o serie de rezultate ale unor lucrări efectuate la ICEM pe materiale sinterizate din pulberi metalice, studiate cu ajutorul microscopului cu baleiaj tip JSM-2, fabricat de firma JEOLCO-JAPONIA. S-a utilizat metoda cu electroni secundari la o tensiune de lucru de 25 kV, puterea de rezoluție garantată a instrumentului fiind de 250 Å. S-au analizat suprafețele de rupere fără nici o pregătire suplimentară, iar dimensiunile probelor s-au ales astfel încît acestea să poată fi introduse în locașul respectiv de maximum ϕ25 mm și înălțime 10 mm.

Probele studiate au fost alese de compoziții chimice diferite, pentru a se scoate în evidență modul de formare a suprafețelor de contact dintre particulele diferitelor calități de pulberi metalice.

Astfel s-au studiat materiale sinterizate obținute din pulberi atomizate de fier ; din pulberi aciculare alungite de fier ; din pulberi de bronz, de aluminiu și bronz cu fier.

Prin studierea „stereomicrofractografiilor" respective s-a analizat :

— relieful geometric al suprafețelor de rupere, caracteristic materialului sinterizat, făcîndu-se aprecieri asupra calității acestora ;

— existența suprafețelor de contact între particulele de pulberi metalice, rezultate în urma procesului de sinterizare.

Astfel în *figurile 1* și *2* sînt redate stereomicrofractografiile unui material sinterizat din pulberi de fier atomizate.

Se observă particulele de pulbere de fier, apropiate ca formă de cea sferică, poroase, de dimensiuni variabile ; întîlnim deseori, particule sferice mari, la care au aderat particule sferice poroase mici.

În timpul sinterizării, datorită proceselor de difuzie, se realizează legături (punți) între particule, care conduc la sudarea conglomeratului din pulberi.

În acest caz ruperea este intergranulară.

Folosind pulberi de fier de formă alungită, obținute prin reducerea oxizilor de fier cu gaz metan cracat, materialul sinterizat se prezintă stereomicrofractografic ca în *figurile 3* și *4*. Se observă clar suprafețele de contact, care au rezultat în urma sinterizării.

Și în acest caz, ruperea este intergranulară.

Probele fractografice obținute în aceleași condiții ca și precedentele, însă la care s-a folosit un amestec de pulberi de bronz sferice și pulberi de cupru electrolitice, au rezultat mult mai dense.

A fost posibilă o întrepătrundere a pulberilor dendritice printre cele sferice și deci o densificare mai accentuată a materialului. Se constată lipsa porilor, iar ruperea a căpătat un caracter tenace (*fig. 5* și *6*).

Materialele sinterizate în prezența unei faze lichide, alcătuite dintr-un amestec de pulberi de cupru, fabricate prin metoda electrolitică și pulbere de Al fabricată prin pulverizarea topiturii, au o structură mai complexă (*fig. 7,8*). Faza lichidă a reacționat cu particulele dendritice de cupru, rotunjindu-le, iar ca rezultat al proceselor de difuzie, s-au format în regiunile de contact între particulele de Cu și Al, faze intermetalice — compuși fragili. Ruperea este intergranulară, iar datorită fragilității materialului, suprafața de rupere este rugoasă.

Cu totul altfel se petrec lucrurile în cazul materialelor din sistemul Cu-Sn-Fe.

Materialul sinterizat este foarte dens, maleabil și tenace, proprietăți puse în evidență și prin metodele mecanice clasice.

Ruperea este caracteristică unui material tenace (*fig. 9* și *10*).

În cazul materialelor sinterizate dintr-un amestec de pulberi sferice de bronz, pulberi electrolitice de cupru și aciculare de fier, se pot întîlni în

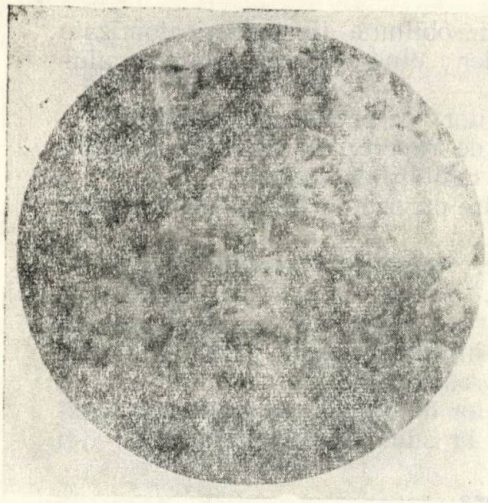


Fig. 1. Microfractografia materialului sinterizat din pulberi de fier atomizate (x600).

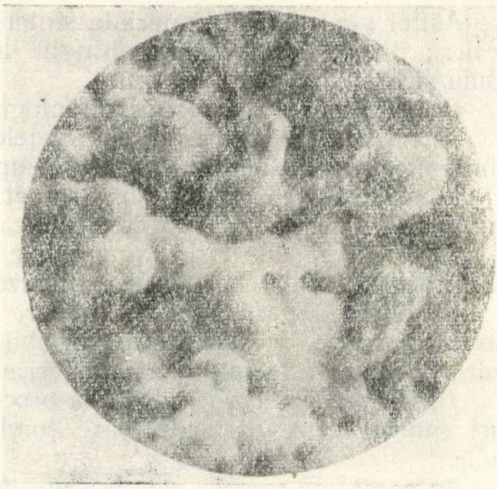


Fig. 2. Microfractografia materialului sinterizat din pulberi de fier atomizate (x1800).

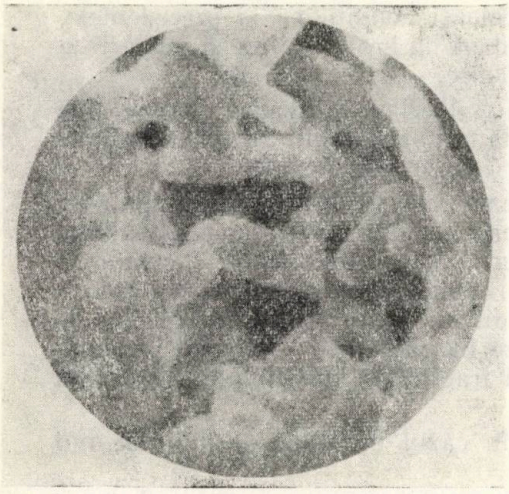


Fig. 3. Microfractografia materialului sinterizat din pulberi de fier obținute prin reducerea oxizilor (x1800).

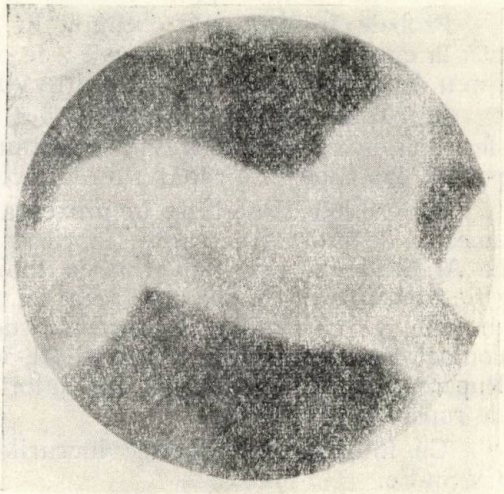


Fig. 4. Microfractografia materialului sinterizat din pulberi de fier obținute prin reducerea oxizilor (x3600).

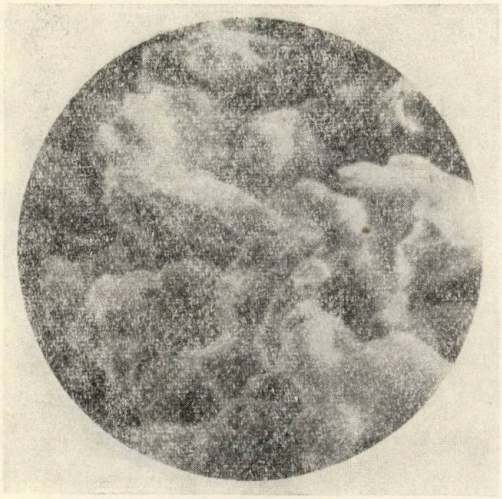


Fig. 5. Microfractografia materialului sinterizat din pulberi sferice de bronz și pulberi electrolitice de cupru (x1800).

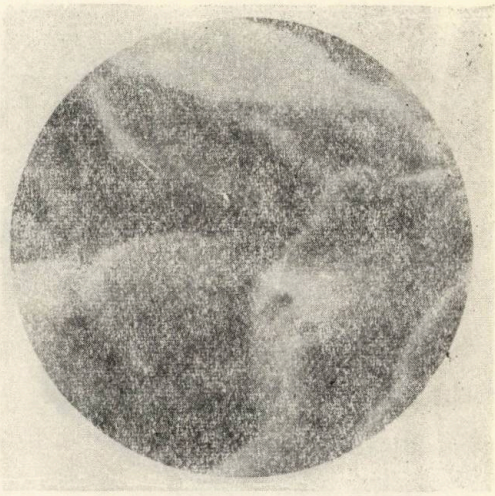


Fig. 6. Microfractografia materialului sinterizat din pulberi sferice de bronz și pulberi electrolitice de cupru (x6000).

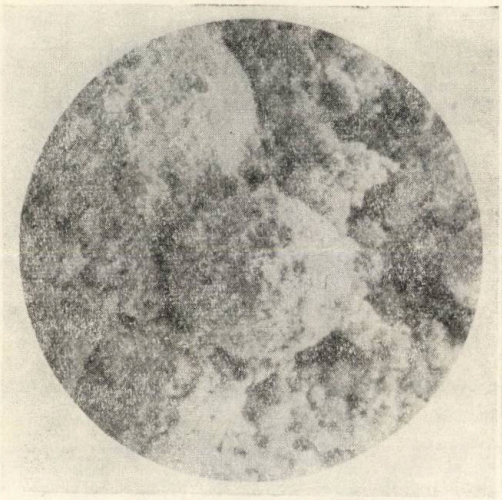


Fig. 7. Microfractografia materialului sinterizat din pulberi de cupru și aluminiu (x600).

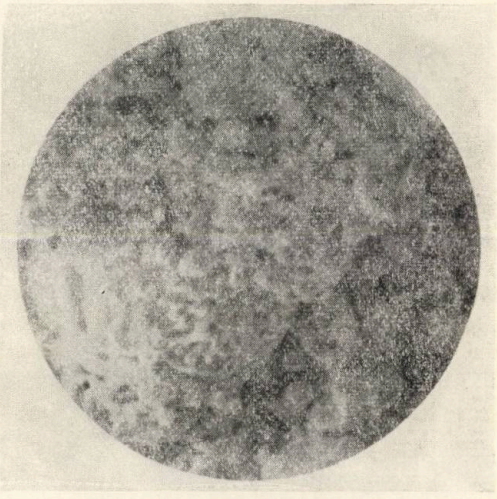


Fig. 8. Microfractografia materialului sinterizat din pulberi de cupru și aluminiu (x1800).

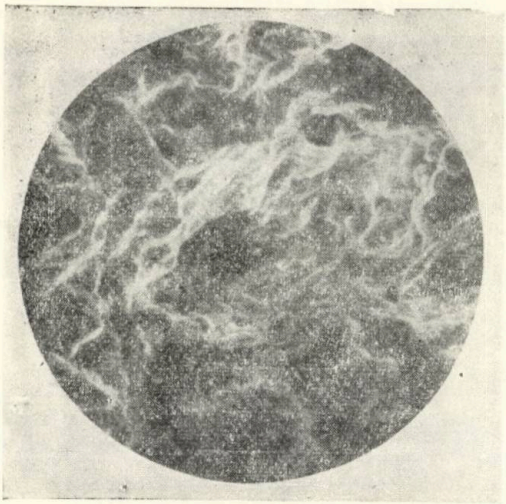


Fig. 9. Microfractografia materialului sinterizat din pulberi de cupru, staniu, fier (x600).

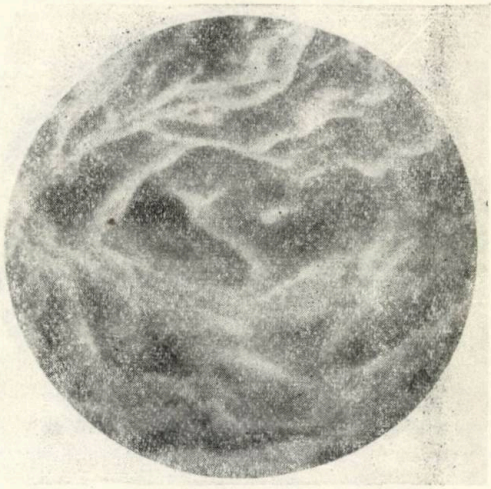


Fig. 10. Microfractografia materialului sinterizat din pulberi de cupru, staniu, fier (x1800).

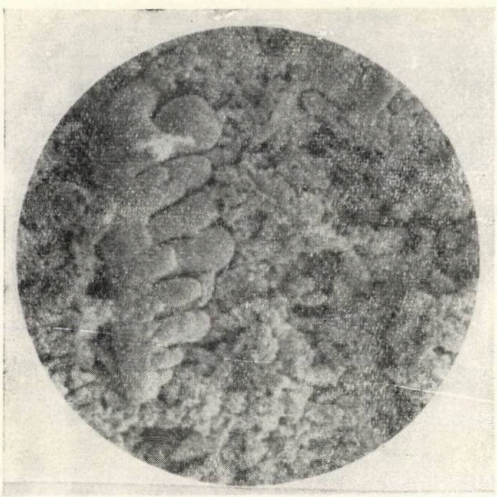


Fig. 11. Microfractografia materialului sinterizat din pulberi de cupru, staniu, fier (x600).

Fig. 12. Microfractografia materialului sinterizat din pulberi de cupru, staniu, fier (x1800).

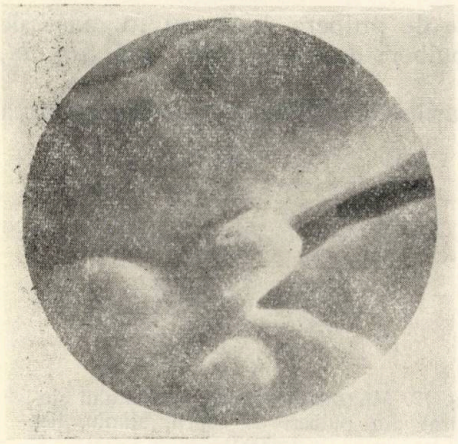


Fig. 13. Microfractografia materialului sinterizat din pulberi de cupru, staniu, fier (x6000).

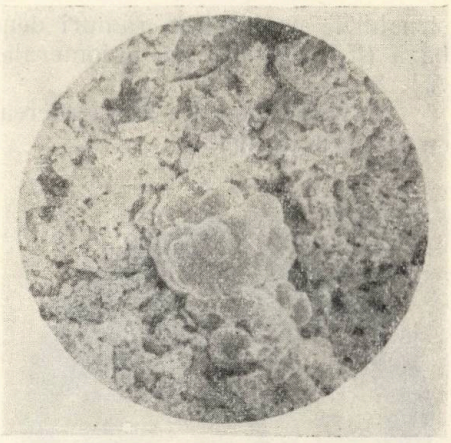


Fig. 14. Microfractografia materialului sinterizat din pulberi de cupru, staniu, fier (x600).

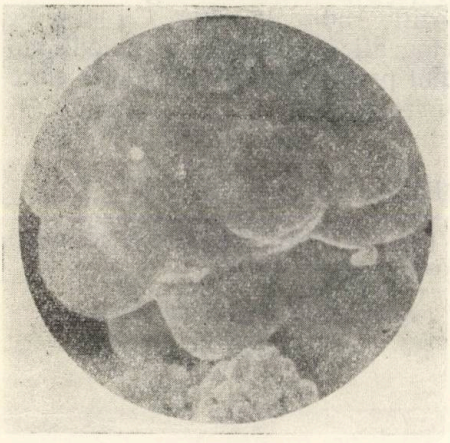


Fig. 15. Microfractografia materialului sinterizat din pulberi de cupru, staniu. fier (x1800).

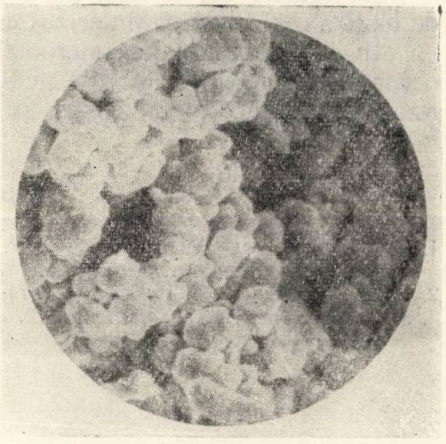


Fig. 16. Microfractografia materialului sinterizat din pulberi de cupru, staniu, fier (masa de bază) (x1800).

structurile neomogene, ramuri dendritice de pulbere de cupru în masa de bază (*fig. 11—13*) sau aglomerate de pulberi de bronz atomizate (*fig. 14, 15*).

La sinterizare are loc creşterea ramurilor dendritice şi sudarea acestora cu celelalte particule.

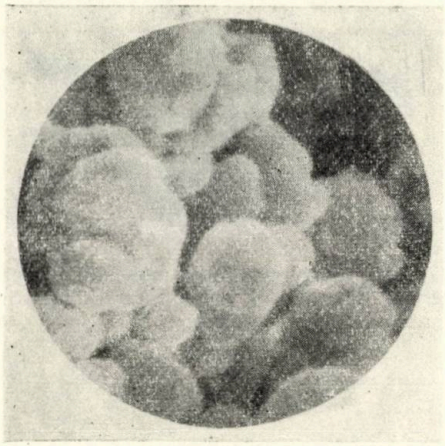


Fig. 17. Microfractografia materialului sinterizat din pulberi de cupru, staniu, fier (x6000).

În *figurile 16, 17* este pusă în evidenţă stereomicrofractografia masei de bază a materialului sinterizat de compoziţie : 50% Bz+49% Cu+1% Fe.

În concluzie, analiza stereomicrofractografică constituie o metodă modernă [3] şi deosebit de utilă pentru studiul proceselor care au loc la sinterizarea pulberilor metalice şi a structurilor rezultate.

BIBLIOGRAFIE

1. C. W. Oatley, W. C. Nixon, R. F. W. Pease (1965), *Advances in Electronics and Electron Physics*, 21, *181*, New York, Academic Press.
2. F. E. Asbury, C. Baker (1967), *Metals and Materials, I, 10*, 323—328.
3. J. Junsela (1969), *International Journal of Powder Metallurgy*, 5 (*1*) 91.

CONSIDERAȚII PRIVIND ECHILIBRUL SISTEMELOR HETEROGENE ÎN METALURGIA NEFEROASĂ

F. OPREA, D. TALOI

Institutul politehnic — București

În cadrul lucrării se arată că în prezent, teoria zgurilor lichide cunoaște o serie de succese. În locul ecuațiilor legii ideale a acțiunii maselor, insuficient justificate din punct de vedere teoretic, se folosesc unele capitole ale termodinamicii statistice, cum ar fi teoria soluțiilor regulare și metoda echilibrului cvasichimic. Pe această bază se descriu suficient de precis proprietățile multor sisteme de zguri întîlnite în metalurgia neferoasă (CaO-SiO_2, FeO-SiO_2, MgO-SiO_2, CaO-MgO) (FeO-Fe_2O_3) SiO_2 etc. și ecuațiile coeficienților de activitate ce pot fi folosite cu succes în analiza interacțiunii și a echilibrelor din diferitele sisteme eterogene întîlnite în practică (mată — zgură, zgură — baia metalică etc.). Cunoașterea acestor parametri permite obținerea unor randamente mărite de extracție și pierderi minime de metale în zguri.

I. *Generalități.* Procesele metalurgice se realizează pe baza desfășurării unei multitudini de reacții fizico-chimice care pot avea loc în medii omogene și eterogene. Pentru ca procesul metalurgic să decurgă în condiții optime este necesar să se cunoască condițiile ce trebuie create pentru ca reacțiile fizico-chimice să se desfășoare în sensul dorit, de unde rezultă importanța studierii echilibrelor acestor reacții și a parametrilor ce-l influențează.

Din condițiile generale care caracterizează echilibrele stabile (invarianța stării de echilibru a sistemului la menținerea constantă a condițiilor externe, mobilitatea echilibrului, caracterul dinamic al lui, posibilitatea atingerii lui din două sensuri opuse, valoare minimă a lui G sau F în procesele izobare—izoterme, respectiv izocore — izoterme) se deduc condițiile concrete pentru echilibrele chimice întîlnite în procesele metalurgice.

Pentru sistemele omogene, expresia acestor condiții o constituie legea acțiunii maselor, care pentru o reacție de forma: $mM+nN \rightleftharpoons rR+qQ$ se exprimă astfel:

a) $K_p = \frac{P_R^r \cdot P_Q^q}{P_M^m \cdot P_N^n}$ (gaze ideale, P = presiuni parțiale)

b) $K_f = \frac{f_R^r \cdot f_Q^q}{f_M^m \cdot f_N^n}$ (gaze reale ; f = fugacități)

c) $K_c = \frac{C_R^r \cdot C_Q^q}{C_M^m \cdot C_N^n}$ (gaze ideale sau soluții diluate ; C = concentrații).

d) $K_a = \frac{a_R^r \cdot a_Q^q}{a_M^m \cdot a_N^n}$ (gaze reale sau soluții concentrate ; a = activități).

În cazul sistemelor eterogene, condiția de realizare a echilibrului chimic fiind $\Delta G = 0$ sau $\sum \nu_i \mu_i = 0$ se obține :

$$\Delta G^\circ = -RT \ln K_a \text{ unde } K_a = \pi a_i^{\nu_i}$$

În metalurgia metalelor neferoase, interacțiunea și echilibrul între diferitele topituri stau la baza unui șir întreg de procese :

— interacțiunea și echilibrul între fazele mată-topitură metalică, prezintă o mare importanță la rafinarea metalelor de impurități cu ajutorul sulfului (decuprarea plumbului) la rafinarea metalelor de sulf cu ajutorul altor metale (desulfurarea nichelului cu magneziu), la topirile cu precipitare (metalurgia plumbului, stibiului, bismutului), la distribuția metalelor între mată și topitura metalică (în special la topirile din metaluriga plumbului) etc. :

— Interacțiunea și echilibrul între zgură și baia metalică stau la baza proceselor de afinare oxidantă (metalurgia Cu, Pb, Sn), topiri reducătoare cu obținerea metalelor (metalurgia Pb, Sn, Sb, Bi), metalotermie, dezoxidarea metalelor (perșaj-metalurgia Cu), electroliza ignee a oxizilor (metalurgia Al);

— interacțiunea și echilibrul între zgură și mată prezintă importanță într-o serie de procese din metalurgia Cu și Ni (topire pentru mată, convertizare).

Prin urmare, pentru cunoașterea precisă a constantelor de echilibru ale reacțiilor care au loc în sistemele metalurgice, trebuie cunoscute valorile activităților componenților și ale mărimilor de exces.

Se cunosc în prezent numeroase metode pentru determinarea activității și coeficienților de activitate, avînd la bază efectuarea de măsurători sau determinări privind : scăderea tensiunii de vapori a soluțiilor, coeficienții de repartiție, f.e.m., constante de echilibru, ridicarea punctului de fierbere a soluțiilor, coborîrea punctului de solidificare a soluțiilor, diagrama de echilibru termic. Pe de altă parte, în cazul sistemelor binare sau chiar ternare, cînd se cunoaște activitatea unui component, activitatea celuilalt (sau celorlalți) se poate calcula (analitic sau grafic) cu ajutorul ecuației generale a lui Gibbs — Duhem ; $x_1 d\bar{G}_1 + x\, d\bar{G}_2 + x_3 d\bar{G}_3 = 0$.

Pentru a aprecia abaterea unei soluții de la cazul ideal se utilizează mărimile de exces. După Scatchard [4] abaterea ΔG_i de la valoarea $RT \ln x_i$, corespunzătoare soluției ideale (se numește entalpie liberă parțial molară de exces a componentului „i"), se poate exprima sub forma :

$$\Delta \bar{G}_i^E = \Delta \bar{G}_i - RT \ln x_i = RT \ln \gamma_i$$

Pentru un sistem binar entalpia liberă molară de exces se poate determina conform ecuației :

$$\Delta G^E = \Delta G - RT (x_1 \ln x_1 + x_2 \ln x_2) = RT (x_1 \ln \gamma_1 + x_2 \ln \gamma_2).$$

II. Aplicarea elementelor de termodinamică statistică la studiul echilibrelor din topiturile metalurgice

Cercetările unor savanți ca Chipmann, Chang, Tiomkin, Gherasimov și alții, au arătat că majoritatea sărurilor topite, topiturile de zguri și mate, datorită conductibilității electrice (ionice) relativ mari, trebuie socotite ca fiind alcătuite din ioni și nu din molecule.

În cadrul unei analize termodinamice a problemei echilibrului referitor la topiturile de săruri, oxizi sau sulfuri, nu există o contradicție principală între teoriile privind structura moleculară sau ionică a acestora ; considerațiile făcute în cazul oxizilor, sulfurilor sau halogenurilor presupun că sistemul poate fi alcătuit din acești componenți, dar nu sînt legate de ipoteze că există în concentrații determinate molecule de oxizi, sulfuri sau halogenuri.

În analiza pe bază de fizică statistică a soluțiilor diluate, pot apare divergențe între teoriile privind structura moleculară sau ionică a topiturilor. De exemplu, cînd zgura conține cantități mici de Cr_2O_3, ionii Cr^{3+} trebuie considerați ca particule independente satistic. Pe baza acestor considerații, formula oxidului de crom se scrie sub forma $CrO_{1,5}$ și astfel activitatea $CrO_{1,5}$ devine proporțională cu concentrația.

Pentru a se putea studia proprietățile termodinamice ale acestor topituri ionice (în cele ce urmează vom lua în studiu, ca topitură ionică, zgura) este necesar să se apeleze la o teorie cantitativă. În realizarea unei astfel de teorii, folosind metodele fizicii statistice, trebuie să se pornească de la un anumit model al zgurii lichide. Acest model (topitură ionică) care joacă un rol analog soluției ideale din termodinamica chimică, este soluția ionică perfectă. Comparînd zgurile lichide cu această topitură, se pot stabili cauzele abaterii și particularitățile zgurilor lichide ca electroliți topiți.

M. I. Tiomkin a propus acest model simplificat — soluția ionică perfectă — care consideră existența în soluție a particulelor încărcate electric, dar în mare măsură soluția este lipsită de individualitatea ionilor. Conform

acestei ipoteze, o soluție ionică perfectă trebuie să fie alcătuită numai din ioni, în vecinătatea ionilor de un anumit semn să se găsească ioni de semn contrar și ionii de un anumit semn să interacționeze identic cu ionii vecini; prin urmare, energia de interacțiune între ioni să fie aceeași ca în cazul componenților luați separat.

Dacă în soluția ideală toate particulele sînt echivalente în ceea ce privește interacțiunea lor reciprocă, în soluția ionică perfectă sînt două astfel de grupe de particule: o grupă — cationii, cealaltă — anionii. Căldura de amestec la formarea soluției ionice perfecte ca și la soluțiile ideale, este egală cu zero, în schimb entropia de amestec este diferită de cea a soluțiilor ideale (cationii nu pot înlocui anionii), reprezentînd suma entropiilor de amestec ale cationilor și anionilor calculate separat. In aceste condiții, calculul activităților este simplu, fiind efectuat pe baza datelor analizei chimice. Activitatea în acest caz corespunde cu fracția ionică calculată astfel ca și cum topitura respectivă ar fi alcătuită din două soluții ideale independente. De ex. pentru zgura cu m_1 moli CaO și m_2 moli FeS:

$$a_{S^{2-}} = N_{S^{2-}} = \frac{m_2}{m_1 + m_2}$$

$$a_{Ca^{2+}} = N_{Ca^{2+}} = \frac{m_1}{m_1 + m_2}$$

iar

$$a_{CaS} = a_{Ca^{2+}} \cdot a_{S^{2-}} = N_{Ca^{2+}} \cdot N_{S^{2-}}$$

Teoria soluțiilor ionice perfecte se poate utiliza cu succes în stabilirea condițiilor de echilibru la repartiția sulfului și oxigenului între baia metalică și zguri foarte bazice:

$$S + O^{2-} = O + S^{2-}; \quad K = \frac{[\%O]\, N_{S^{2-}}}{N_{O^{2-}}\, [\%S]}.$$

Un caz mai complicat, studiat de T. Förland [7] este cel în care ionii au sarcini diferite. Pentru exemplificare se poate considera o soluție a două substanțe cu anion comun, dar cu cationi de sarcini diferite, de ex.: Me_2X—$Me'X$. Acest caz este apropiat de zgurile bazice alcătuite din oxizi care au un anion comun de oxigen și cationi de valență diferite. Pentru calculul entropiei parțial molare a componenților și deci a activității acestora pentru asemenea sisteme s-au propus mai multe modele, rezultatele cele mai bune fiind obținute cînd ionii Me^+ și Me'^{2+} se consideră distribuiți arbitrar în toate pozițiile posibile ale cationilor, numărul pozițiilor fiind egal cu numărul cationilor ($n_{Me^+} + n_{Me'^{2+}}$) și independent de sarcina lor.

In aceste condiții, entropia de amestec este egală cu:

$$S = -R\,(n_{Me^+} \ln N_{Me^+} + n_{Me'^{2+}} \ln N_{Me'^{2+}}) \qquad (1)$$

unde:

$$N_{Me+} = \frac{n_{Me+}}{n_{Me+} + n_{Me'^{2+}}}; \quad N_{Me'^{2+}} = \frac{n_{Me'^{2+}}}{n_{Me+} + n_{Me'^{2+}}} \text{ (fracții ionice)}$$

Prin urmare, entropia parțial molară a componenților se poate exprima sub forma (din ecuația 1):

$$\Delta\bar{S}_{Me'X} = -R \ln N_{Me'^{2+}}; \quad \Delta\bar{S}_{Me_2X} = -2R \ln N_{Me+} \tag{2}$$

Cercetările lui *T.* Förland arată că acest model se aplică cu rezultate bune în cazul sistemelor metal-halogen și poate fi extins la topiturile ionice ce conțin grupări cvasimoleculare și care trebuie considerate di-, tri- sau polimere, iar ionii „liberi" monomeri. Cu toate acestea, trebuie să se țină seama că zgurile fiind topituri ionice reale, se abat prin comportarea lor de la soluțiile ionice perfecte. Aceasta a impus ca pe baza metodelor termodinamicii statistice, în cazul zgurilor lichide să se dezvolte în ultimul timp teoria „soluțiilor ionice regulare" [3]. Analog teoriei clasice a soluțiilor regulare s-a putut lua în considerare doar efectul termic al amestecului componenților, existînd totuși și o serie de particularități: entropia de amestec și concentrațiile se calculează după teoria soluțiilor ionice perfecte. În afară de aceasta, căldura de amestec se consideră influențată doar de modificarea caracterului și a energiei de legătură a ionilor față de componenții inițiali.

În acest mod, în ultimul timp s-au recalculat mărimile termodinamice, în special activitățile componenților zgurilor bazice și acide, rezultatele obținute pînă în prezent fiind satisfăcătoare, existînd o bună concordanță cu datele experimentale. Presupunînd că topitura constă doar din ioni atomici (zguri bazice), iar cationii din grupele I și a II-a sînt înconjurați numai de anionii de oxigen, V. A. Kojeurov a obținut o expresie relativ simplă pentru coeficienții de activitate (γ) ai oxizilor din zgura bazică policomponentă.

Potrivit acestei teorii, pentru topitura ce conține FeO și SiO_2, cu fracțiile molare x_1 și x_2 mărimile termodinamice principale se pot defini astfel:

— ε_{11} energia de legătură între ionul de fier cu toți anionii de oxigen ce-l înconjoară, cînd în stratul următor se găsesc doar cationii fierului (adică Fe — O — Fe).

— ε_{12} — aceeași mărime, cînd stratul următor este alcătuit doar din cationii siliciului (adică Fe — O — Si).

ε_{22} și ε_{21} — mărimile analoge pentru siliciu.

Presupunînd că energia medie de interacțiune poate fi calculată după regula amestecului, se obține:

— pentru ionii de fier:

$$\varepsilon_1 = x_1 \varepsilon_{11} + x_2 \varepsilon_{12} \tag{3}$$

— pentru ionii de siliciu :

$$\varepsilon_2 = x_1 \varepsilon_{21} + x_2 \varepsilon_{22} \tag{4}$$

Energia totală pentru un mol soluție reprezintă suma energiilor tuturor ionilor de Fe și Si :

$$U = N(x_1\varepsilon_1 + x_2\varepsilon_2) \text{ unde } N \text{ — numărul lui Avogadro} \tag{5}$$

Înlocuind pe ε_1 și ε_2 cu valorile lor din ecuațiile (3) și (4) și ținînd seama de relația :

$$x_1^2\varepsilon_{11} + x_1x_2\varepsilon_{22} + x_2^2\varepsilon_{22} + x_1x_2\varepsilon_{11} = x_1\varepsilon_{11} + x_2\varepsilon_{22}$$

se obține :

$$U = N[x_1\varepsilon_{11} + x_2\varepsilon_{22} + x_1x_2(\varepsilon_{12} + \varepsilon_{21} - \varepsilon_{11} - \varepsilon_{22})] \tag{6}$$

Mărimile $U_1^\circ = N\varepsilon_{11}$ și $U_2^\circ = N\varepsilon_{22}$ pot fi considerate ca energii pentru substanțele pure FeO și SiO_2, iar mărimea $Q_{12} = N(\varepsilon_{12} + \varepsilon_{21} - \varepsilon_{11} - \varepsilon_{22})$ apare ca energie de amestec. În aceste condiții rezultă :

$$U = x_1U_1^\circ + x_2U_2^\circ + x_1x_2Q_{12} \tag{7}$$

Entropia unui mol de soluție reprezintă :

$$S = x_1S_1^\circ + x_2S_2^\circ + K \ln W \tag{8}$$

unde :

S_1° și S_2° sînt entropiile molare ale oxizilor puri :

W — numărul posibilităților de așezare a cationilor de Fe și Si printre anionii de oxigen ; acest număr este egal cu numărul pozițiilor Fe și Si :

$$W = \frac{[N(x_1+x_2)]!}{[Nx_1]![Nx_2]!} = \frac{N!}{[Nx_1]![Nx_2]!} \cdot \tag{9}$$

Înlocuind W din (9) în (8) și folosind formula lui Stirling : $\ln x! = x \ln x - x$, se obține :

$$S = x_1S_1^\circ + x_2S_2^\circ - R(x_1 \ln x_1 + x_2 \ln x_2) \tag{10}$$

Folosind valorile lui U și S din ecuațiile (7) și (10) în expresia potențialului izocor (pentru un mol soluție), se obține relația :

$$F = x_1F_1^\circ + x_2F_2^\circ + RT(x_1 \ln x_1 + x_2 \ln x_2) + x_1x_2Q_{12} \tag{11}$$

unde :

$F_1^\circ = U_1^\circ - TS_1^\circ$ și $F_2^\circ = U_2^\circ - TS_2^\circ$ — potențialele izocore ale componenților puri.

Potențialul izocor al topiturii ce conține n_1 moli FeO și n_2 moli SiO_2 devine :

$$F' = (n_1+n_2)F = n_1F_1^\circ + n_2F_2^\circ + RT(n_1 \ln x_1 + n_2 \ln x_2) + \frac{n_1n_2}{n_1+n_2}Q_{12}$$

Prin urmare, potențialul chimic al unui component oarecare (de exemplu FeO) se poate exprima prin ecuația:

$$\mu_1 = \frac{\partial F'}{\partial n_1} = F_1^\circ + RT \ln x_1 + x_2^2 Q_{12} \qquad (12)$$

Comparînd ecuația (12) cu relația generală: $\mu_1 = F_1^\circ + RT \ln x_1\gamma_1$ se obține expresia coeficientului de activitate:

$$\ln \gamma_1 = \frac{x_2^2 Q_{12}}{RT} \qquad (13)$$

Relația (13) este identică ca formă cu ecuația întîlnită la soluțiile regulare pentru amestecurile binare $\ln \gamma_1 = Bx_2^2$ deoarece în cazul general ΔS se calculează fără a se ține cont de distribuția ordonată a cationilor.

Concluzia trasă se poate ușor generaliza pentru cazurile cînd zgura conține K oxizi; în aceste condiții relația (13) va avea forma:

$$RT \ln \gamma_q = \sum_{i=1}^{q-1} x_i Q_{iq} + \sum_{i=q+1}^{k} x_i Q_{qi} - \sum_{i=1}^{k-1} \sum_{j=i+1}^{k} x_i x_j Q_{ij} \qquad (14)$$

unde:

γ_q — coeficientul de activitate al componentului q

Q_{ij}, Q_{iq}, Q_{qi} — energiile de amestec corespunzătoare perechilor de componenți (i și j, i și q, q și i).

$x_i = \frac{\nu_i n_i}{\sum_{i=1}^{k} \nu_i n_i}$ — fracția molară a oxidului și în același timp fracția ionică a cationului „i".

ν_i — numărul de cationi în formula chimică a oxidului (ex.: Al_2O_3; $\nu = 2$)

n_i — numărul de moli de oxid în zgură.

Relațiile stabilite nu mai sînt valabile în cazul zgurilor acide, deoarece formarea grupărilor Me-O$\langle^{Si}_{Si}$ (proprie zgurilor acide) este însoțită de o variație a energiei sistemului diferită de cea corespunzătoare grupării Me-O-Si (zguri bazice). În acest scop V. A. Kojeurov [3] introduce două efecte termice:

— $N_1N_2Q_{12}$ — caracterizează căldura de amestec determinată de înlocuirea legăturilor Si—O—Si și Me—O—Me cu legătura Me—O—Si, considerîndu-se că grupările Si—O—Si corespund unei aranjări arbitrare a cationilor în jurul anionilor de oxigen;

— $qN_1(3N_2-1)^2$ condiționat de polimerizare, adică de legăturile Si-O-Si, care apar „forțat" din cauza lipsei ionilor de oxigen; acest efect este proporțional cu produsul concentrațiilor cationilor $Me(N_1)$ și al anionilor de oxigen-$(3N_2-1)$ — legați cu doi ioni de siliciu, el luîndu-se în considerare cînd $N_2 \geqslant 1/3$.

Pornindu-se de la aceste considerente s-au obținut următoarele ecuații pentru coeficienții de activitate ai componenților sistemului binar $MeO\text{-}SiO_2$:

$$RT\ ln\ \gamma_1 = Q_{12}N_2^2 + q(3N_2 - 1) \quad (3N_2 - 1 - 6N_1N_2) \tag{15}$$

$$RT\ ln\ \gamma_2 = Q_{12}N_1^2 + 6qN_1^2(3N_2 - 1) \tag{16}$$

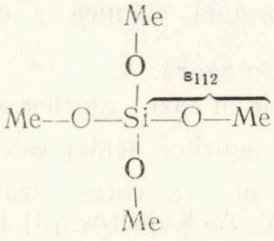
Cu ajutorul acestor relații se pot stabili cu suficientă exactitate limitele domeniilor de nemiscibilitate în sistemele de zguri din pirometalurgiile Pb, Cu, Ni etc., care au la bază sistemele $FeO—SiO_2$, $CaO—SiO_2$, $MgO—SiO_2$, solubilitatea SiO_2 solid în zgurile acide și distribuția oxigenului. Cînd drept stare standard se consideră SiO_2 solid și topitura în echilibru cu el are concentrațiile MeO și SiO_2 egale cu N_1' și N_2', expresia pentru activitatea SiO_2 în soluția lichidă binară, de orice compoziție, se poate exprima sub forma: $\log a_2 = \log$

$$\log a_2 = \log \frac{N_2}{N_2'} + N_1^2 \frac{Q_{12} + 6q(3N_2 - 1)}{4{,}575\ T} - (N_1')^2 \frac{Q_{12} + 6q(3N_2' - 1)}{4{,}575\ T}. \tag{17}$$

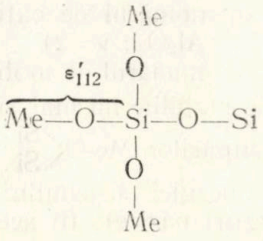
Această ecuație corespunde satisfăcător cu datele experimentale pentru $Q_{12} = -27\,000$ cal și $q = 6\,300$ cal.

Modelele liniare triatomice (de exemplu Me-O-Si) nu sînt capabile să cuprindă toate tipurile posibile de ordonare a ionilor chiar în sistemele simple $MeO\text{-}SiO_2$. Pentru a evidenția existența orto-, piro-, meta- și bisilicaților se pot folosi schemele plane *a, b, c, d,* unde se pot introduce patru energii de interacțiune pentru legăturile Me-O-Si:

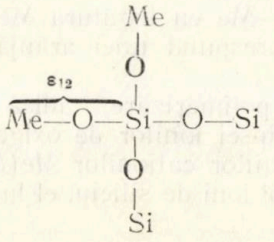
a) Me_2SiO_4



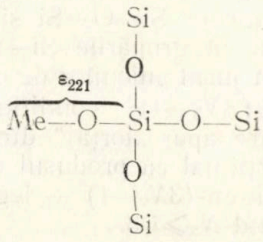
b) $Me_3Si_2O_7$



c) $MeSiO_3$



d) $MeSi_2O_5$



Prima legătură ($-\varepsilon_{112}$) corespunde cînd cationii Me se găsesc lîngă cei patru oxigeni care înconjoară Si (schema *a*) ; a doua ($-\varepsilon'_{112}$), cînd Me se găsesc doar lîngă trei oxigeni (schema *b*) ș.a.m.d. (În primă aproximație se pot neglija diortosilicații, care se topesc incongruent).

Exprimînd prin ε_{11} energia de interacțiune Me—O—Me în MeO pur, iar prin ε_{22} energia de interacțiune Si—O—Si în SiO_2 pur și luînd în toate cazurile numărul de coordinație z, se obține următoarea expresie pentru energia unui mol de soluție la o distribuție arbitrară a Me și Si :

$$U_1=\vartheta_{11}N_1^2+\vartheta_{22}N_2^2+2\vartheta_{112}N_1^2N_2+2\vartheta_{221}N_1N_2^2+2\vartheta_{12}(N_1N_2-N_1^2N_2-N_1N_2^2)$$

unde $v=z\varepsilon$.

În aceste condiții pentru simplificare combinațiile :

$$Me\begin{matrix}O—Me\\O—Si\end{matrix} \text{ și } Si\begin{matrix}O—Me\\O—Me\end{matrix} \text{ ca și } Si\begin{matrix}O—Me\\O—Si\end{matrix} \text{ și } Me\begin{matrix}O—Si\\O—Si\end{matrix} \text{ s-au}$$

presupus echivalente din punct de vedere energetic.

Deoarece la o distribuție haotică a cationilor entropia de amestec rămîne aceeași ca și în soluțiile perfecte, potențialul termodinamic izobar de exces (ΔG^E) la formarea unei topituri din n_1 moli MeO și n_2 moli SiO_2 se poate exprima prin relația :

$$\Delta G^E=(n_1+n_2)\{U_1-\vartheta_{11}N_1-\vartheta_{22}N_2\}=(n_1+n_2)\{N_1N_2(2\vartheta_{12}-\vartheta_{11}-\vartheta_{22})+$$

$$+2N_1N_2^2(\vartheta_{221}-\vartheta_{12})\}=(n_1+n_2)\{N_1N_2(Q_{12}+Q_{112})+(Q_{221}-Q_{112})N_1N_2^2\} \quad (18)$$

unde :

$$Q_{12}=2\vartheta_{12}-\vartheta_{11}-\vartheta_{22},\ Q_{112}=\vartheta_{112}-\vartheta_{12} \text{ și } Q_{221}=\vartheta_{221}-\vartheta_{12}$$

respectiv :

$$\Delta G^E=\frac{n_1n_2}{n_1+n_2}Q+q\frac{n_1n_2^2}{(x_1+x_2)^2}$$

unde :

$$Q=Q_{12}+Q_{112}, \text{ iar } q=Q_{221}-Q_{112}$$

Rezultă că :

$$\left(\frac{\partial\Delta G^E}{\partial n_1}\right)_{n_2}=RT\ ln\ \gamma_1=(Q-q)N_2^2+2qN_2^3 \quad (19)$$

$$\left(\frac{\partial\Delta G^E}{\partial n_2}\right)_{n_2}=RT\ ln\ \gamma_2=(Q+2q)\ N_1^2-2qN_1^3. \quad (20)$$

Expresiile (19) și (20) descriu destul de bine abaterile pozitive sau negative în topiturile $MeO—SiO_2$; ele sînt aceleași ca expresiile (15) și (16) însă sensul fizic al mărimilor Q și q este diferit în ecuațiile (19) și (20) față de (15) și (16). Conform semnificației fizice a acestor parametri, valori mai negative ale lui Q corespund unor orto- și metasilicați mai stabili (de exemplu Ca_2SiO_4 și $CaSiO_3$ în comparație cu Mg_2SiO_4 și $MaSiO_3$),

unei solubilități maxime a SiO_2 în zguri (de exemplu în CaO, față de MgO), precum și o valoare mai pozitivă a lui q. În cazul silicaților cu stabilitate redusă, mărimile Q și q sînt apropiate de zero și apariția Me_2SiO_4, $MeSiO_3$ și $Me_2Si_2O_5$ în concentrații ce depășesc distribuția întîmplătoare a ionilor, practic nu se produce.

Conform celor arătate se poate stabili o formulă pentru coeficientul de activitate a FeO în sistemul pseudo-ternar (CaO+MgO) — ($FeO+Fe_2O_3$) —SiO_2 la 1 600 °C :

$$\log \gamma_{FeO} = -(0{,}81x_2 - 0{,}2x_3)(1-x_1) - 0{,}5x_3^2(1-2x_1) + 9{,}7x_2x_3 - 19{,}4x_2x_3^2 \quad (21)$$

în care x_1, x_2 și x_3 reprezintă fracțiile molare : (CaO+MgO), ($FeO+Fe_2O_3$) și SiO_2 ; valorile coeficientului de activitate calculate teoretic conform relației (21), concordă destul de bine cu datele experimentale.

Aplicabilitatea ecuațiilor teoriei soluțiilor regulare la stabilirea izotermă a activităților, nu exclude prezența entropiei de exces a amestecului care reflectă ordonarea particulelor în soluție. Forma acestor izoterme se poate stabili pe baza teoriei care ține cont de particularitățile ordinii apropiate. În aceste noi condiții, în teoria cantitativă a zgurilor este necesar să se ia în considerare nu numai căldura de amestec care corespunde unei distribuții întîmplătoare a cationilor în topitură, ci și ordonarea în distribuția atomilor care influențează nu numai mărimea ΔH dar și entropia de amestec.

Problema a fost studiată de mulți cercetători printre care menționăm pe I. Lifșiț, B. N. Finkelstein, Kojeurov și alții [1], [3], [8]. Merită a fi menționate relațiile așa numitului echilibru cvasichimic stabilite de V. A. Kojeurov [3] pe baza dezvoltării teoriei lui I. Frenkel. Analizînd probabilitatea diferitelor moduri de umplere a perechilor de locuri vecine, cu particule A și B el o consideră proporțională cu factorul Boltzman care conține energia de interacțiune a particulelor ce ocupă aceste poziții (exemplu $e^{\frac{U_{12}}{RT}}$). Influența celeilalte părți a soluției se ia în considerare prin introducerea unui factor special, care arată de cîte ori apariția particulelor de o anumită specie, de exemplu B, pe unul din locurile perechii alese este mai probabilă decît apariția pe același loc a particulelor A. În acest caz, probabilitatea ca ambele locuri din perechea respectivă să fie ocupate cu atomii componentului A este obținută de relația :

$$P_{11} = C \exp\left\{-\frac{U_{11}}{KT}\right\} \quad (22)$$

Dacă pe primul loc se află componentul A, iar pe celălalt B, sau invers, atunci se obține :

$$P_{12} = P_{21} = C \exp.\left\{-\frac{U_{12}}{KT}\right\} \cdot \zeta . \quad (23)$$

Cînd atomii componentului B ocupă ambele locuri, relația devine :

$$P_{22} = C \exp\left\{-\frac{U_{22}}{KT}\right\} \zeta^2 . \quad (24)$$

Dacă numărul de perechi de atomi A și B care ocupă locurile vecine se exprimă prin $z\,\bar{x}$ (unde z este numărul de coordinație), pentru perechea AA se obține : $z(N_1-\bar{x})/2$, iar pentru perechea BB : $z(N_2-\mathbf{x})/2$.

unde :

N_1 și N_2 reprezintă numărul de atomi A și B în soluție.

Presupunînd că probabilitatea diferitelor moduri de umplere a perechii de locuri alese poate fi direct proporțională cu numărul mediu de perechi de particule se obține :

$$\frac{P_{12}+P_{21}}{P_{11}} = 2\exp\left\{-\frac{U_{12}-U_{11}}{KT}\right\}\xi = \frac{2\bar{x}}{N_1-\bar{x}} \tag{25}$$

$$\frac{P_{12}+P_{21}}{P_{22}} = 2\exp\left\{-\frac{U_{12}-U_{22}}{KT}\right\}\xi^{-1} = \frac{2\bar{x}}{N_2-\bar{x}}\,. \tag{26}$$

Eliminînd pe ξ rezultă :

$$\frac{\bar{x}^2}{(N_1-\bar{x})(N_2-\bar{x})} = \exp.\left\{-\frac{2U_{12}-U_{11}-U_{22}}{KT}\right\} = \exp.\left\{-\frac{Q_{12}}{KT}\right\}. \tag{27}$$

Ecuația (27) este identică ca formă cu expresia legii acțiunii maselor corespunzătoare echilibrului : $AA+BB=2AB$. Această ecuație stabilește condițiile echilibrului cvasichimic. Pornind de la aceste condiții se poate stabili valoarea potențialului izocor al soluției binare.

$$F = n_1F_1+n_2F_2+RT\,(n_1\,ln\,x_1+n_2\,ln\,x_2)+\frac{z}{2}RT\left(n_1\,ln\,\frac{x_1-\bar{x}'}{x_1^2}+n_2\,ln\,\frac{x_2-\bar{x}'}{x_2^2}\right. \tag{28}$$

unde :

F_1 și F_2 — reprezintă potențialele izocore ale componenților puri ;

x_1 și x_2 — fracțiile molare ale componenților A și B ;

n_1 și n_2 — numărul de moli ai componenților A și B ;

$\bar{x}' = \dfrac{\bar{x}}{N_1+{}_2N}$;

Ecuația (28) se generalizează ușor pentru sisteme policomponente, iar pe de altă parte, pe baza ei coeficienții de activitate ai soluției binare se pot exprima prin relațiile :

$$\log\gamma_1 = \frac{z}{2}\log\frac{N_1-\bar{x}}{N_1^2} \tag{29}$$

$$\log\gamma_2 = \frac{z}{2}\log\frac{N_2-\bar{x}}{N_2^2}\,. \tag{30}$$

Metoda cvasichimică, în forma arătată mai sus, este puțin aplicabilă pentru descrierea sistemelor ale căror mărimi termodinamice au o dependență asimetrică funcție de concentrație. În acest sens, I. T. Srîvalin [8]

a încercat să schimbe ecuațiile echilibrului cvasichimic și să lărgească domeniul de aplicabilitate a lor, stabilind noi relații care descriu destul de bine unele sisteme de zguri (de ex., $CaO—SiO_2$).

Expresiile obținute pentru potențialele izocore, izobare și pentru coeficienții de activitate nu au numai o valoare teoretică, ci și una practică; valorile coeficienților de activitate, determinate cu ecuațiile stabilite mai înainte, permit calculul activităților care intră în relațiile constantelor de echilibru. Ca exemplu, se poate da sistemul zgură — mată, cînd la limita de separare a fazelor au loc o serie de reacții chimice din care o importanță deosebită prezintă reacția de dublu schimb:

$$[Me'S]_m + (Me''O)_{zg} = [Me''S]_m + (Me'O)_{zg} \qquad (A)$$

unde:

$Me'S \rightarrow FeS$, iar $Me''O \rightarrow Cu_2O$, NiO, CoO.

Constanta de echilibru a acestor reacții este dată de formula:

$$K_a = \frac{a_{[Me''S]} \cdot a_{(Me'O)}}{a_{[Me'S]} \cdot a_{(Me''O)}}. \qquad (42)$$

Cînd mata sau zgura sau ambele faze au o comportare asemănătoare soluțiilor ionice perfecte, atunci activitățile se exprimă astfel:

$$a_{[Me''S]} = a_{Me''^{2+}} \cdot a_{S^{2-}} = N_{Me''^{2+}} \cdot N_{S^{2-}} =$$

$$= a_{(Me'O)} = a_{Me'^{2+}} a_{O^{2-}} = N_{Me'^{2+}} \cdot N_{O^{2-}} = N_{(Me'O)} \text{ etc.}$$

Cînd mata și zgura sînt soluții ionice reale, intervin coeficienții de activitate (ale căror ecuații s-au arătat anterior):

$$a_{(Me'O)} = N_{(Me'O)} \cdot \gamma_{(Me'O)}; \quad a_{[Me''S]} = N_{[Me''S]} \cdot \gamma_{Me''S} \text{ etc.}$$

BIBLIOGRAFIE

1. O. A. Esin și P. V. Gheld: (1966) *Fizicescaia himia pirometalurghiceschih protessov.* Izdatelstvo-Metallurghia
2. I. Tripșa, F. Oprea, I. Dragomir: (1967) *Bazele teoretice ale metalurgiei extractive.* Ed. tehnică, București.
3. V. A. Kojeurov: (1955) *Termodinamica metallurghiceschih șlacov,* Metallurghizdat, Sverdlovsc.
4. K. Vagner: (1957) *Termodinamica splavov.* Metallurghizdat, Moscova.
5. F. Oprea: (1966) *Teoria proceselor metalurgice.* Ed. didactică și pedagogică. București.
6. G. N. Lewis și M. Randall: (1961) *Thermodynamics.* Mc Graw — Hill Book Company, Inc.
7. T. Förland: (1961) On the properties of some mixtures of fused salts, *Norges Teknike Vitens kaps Akademi,* Series *2,* 2, 1957; *Discurs,* Faraday Soc. *52,* 122, 1961.
8. I. T. Srivalin, O. A. Esin: (1961) Izv. vuzov. *Ciornaia metallurghia, 5,* 5. 1963; *9,* 10, 1962.

DETERMINAREA LĂȚIMII REALE β A LINIILOR DE DIFRACȚIE DE PE ROENTGENOGRAME

N. GERU

Institutul politehnic „Gheorghe Gheorghiu-Dej" București

În lucrare sînt prezentate metodele pentru determinarea lățimii reale β a liniilor de interferență. În prima parte a lucrării este definită noțiunea de „lățime" a unei linii de interferență și sînt arătați factorii care determină această lățime. După aceasta sînt descrise metodele pentru determinarea expresiei analitice pentru profilul unei astfel de linii și procedeele prin care se poate elimina influența radiației K_{α_2} și a condițiilor de experimentare asupra lățimii unei linii de difracție.

INTRODUCERE

Lățimea liniilor de pe roentgenograme este cauzată de o serie de factori structurali ca : dimensiunile blocurilor de dispersie coerentă, tensiunile de ordinul II, densitatea de dislocații etc. și de condițiile experimentale — de exemplu de neomogenitatea radiației, diametrul probei, absorbția în probă, mărimea focarului tubului de raze X, divergența fasciculului de raze X etc. Ca urmare, elementele structurii fine pot fi studiate după efectele de lățire produse asupra liniilor de difracție. Pentru aceasta este necesar ca din lățimea totală B a liniei de difracție măsurată nemijlocit pe roentgenogramă să se determine lățimea reală β a liniilor de interferență [1]) cauzată numai de factorii structurali [2]).

Măsurarea lățimii B a liniilor de interferență. Prin lățimea *B* a unei linii de interferență se înțelege raportul suprafeței limitată de curba de distribuție a intensității în linia de interferență și dreapta care unește nivelul de fond de o parte și de alta a curbei de distribuție a intensității, în funcție

[1]) Lățimea reală β a unei linii de interferență se numește și lățime fizică.

[2]) Determinarea dimensiunilor blocurilor în mozaic, a tensiunilor de ordinul II și a densității în dislocații prin studierea profilului liniilor de interferență, este descrisă în articolul „Metode pentru studiul defectelor rețelei cristaline (II)", de Nicolae Geru în revista *Metalurgia,* nr. 2/1969, pg. 128.

de unghiul de difracție θ la intensitatea maximă, (ordonata maximă) a acestei curbe. Cu alte cuvinte :

$$B = \frac{A}{I_0} \tag{1}$$

unde : B — este lățimea liniei ; A este suprafața de sub curba intensității ; I_0— ordonata maximă a acestei curbe.

Lățimea B se exprimă în unități unghiulare (grade sau radiani) sau în milimetri. Mărimile A și I_0 se determină prin măsurători pe curbele microfotometrice sau difractometrice. Trebuie subliniat că folosirea curbelor microfotometrice este permisă numai în cazul în care densitatea de înegrire S nu depășește 0,8 deoarece pînă la această valoare a înnegririi intensitatea razelor X este direct proporțională cu densitatea de înnegrire.

Măsurarea suprafeței A se face prin planimetrare sau în lipsa unui planimetru prin transpunerea curbei microfotometrice pe hîrtie milimetrică și numărarea pătratelor cuprinse sub această curbă sau tăierea conturului curbei microfotometrice și cîntărirea ei la o balanță analitică.

În unele cazuri lățimea B se determină prin măsurarea nemijlocită pe curba de distribuție a intensității razelor X în linia de interferență, la jumătatea înălțimii ei maxime. Această metodă se bazează pe ipoteza că forma curbei de distribuție este triunghiulară ; deoarece această ipoteză nu este corectă, această metodă nu este recomandată, rezultatele fiind afectate de erori relativ mari.

Alegerea funcției analitice care corespunde curbei experimentale de variație a intensității razelor X în linia de difracție. Pentru determinarea lățimii reale β a liniei de difracție din lățimea totală B trebuie să se cunoască expresia analitică care descrie variația intensității I în linia de difracție în funcție de unghiul θ sau de distanța x. Experimental s-a arătat că în cele mai multe cazuri distribuția intensității razelor X în liniile de difracție este dată de una din relațiile :

$$I = I_0 e^{-\alpha x^2} ; \quad I = \frac{I_0}{1+\alpha x^2} ; \quad I = \frac{I_0}{(1+\alpha x^2)^2} \tag{2}$$

În aceste relații I_0 este înălțimea maximă a curbei de distribuție a intensității I în linia de difracție iar α o constantă.

Pentru a stabili care din aceste funcții corespund probei studiate se folosește curba microfotometrică sau difractometrică (curba de variație a densității de înnegrire S respectiv a intensității I cu distanța θ sau x).

O metodă simplă constă în a măsura pe curba microfotometrică sau difractometrică coordonatele pentru o serie de puncte și a determina pentru fiecare punct mărimea parametrului α care corespunde relațiilor 2. Cu această ocazie numai pentru una din expresiile 2 se obțin valori aproape egale ale parametrului α pentru diferitele puncte ale curbei microfotometrice, pentru

celelalte două expresii valorile parametrului α fiind foarte diferite de la un punct la altul. Expresia 2 pentru care se obțin valori aproape egale ale parametrului α pentru diferitele puncte ale curbei microfotometrice reprezintă funcția căutată.

O altă metodă pentru alegerea funcției analitice care corespunde curbei de distribuție a intensității în linia de difracție constă în construirea în coordonate logaritmice a curbelor 2. Se vede că :

$$g\, I = \log I_0 - \log e^{\alpha x} \; ; \quad \log I = \log I_0 - \log (1 + \alpha x^2) ;$$
$$\log I = \log I_0 - \log (1 + \alpha x^2)^2 \qquad (3)$$

În coordonate $\log I$ și $\log e^{\alpha x^2}$, respectiv în coordonate $\log I$ și $\log (1+\alpha x^2)$ sau $\log I$ și $\log (1+\alpha x^2)^2$ aceste relații corespund unor linii drepte. Construind deci cu datele rezultate din curba experimentală graficele 3, punctele graficului se vor așeza pe o linie dreaptă numai pentru aceea expresie 2 care corespunde curbei experimentale.

Experimental s-a determinat că în cazul fierului deformat plastic la rece distribuția intensității în liniile de difracție corespunde funcției $\frac{1}{(1+\alpha x^2)^2}$ și că această distribuție se păstrează și după recoaceri pînă la temperatura de 700 °C, însă la recoaceri la temperaturi mai mari de 700 °C distribuția intensității în linia de difracție se modifică căpătînd forma $\frac{1}{1+\alpha x^2}$. Pentru fier și oțeluri carbon și slab aliate călite și revenite la temperaturi de 700 °C, forma liniei de difracție corespunde relației $\frac{(1+\alpha x^2)^2}{1}$.

Corecția pentru eliminarea influenței radiației nemonocromatice asupra lățimii liniilor de interferență. Deoarece radiația K folosită curent la obținerea roentgenogramelor este formată din componentele K și K, curba de distribuție a intensității razelor X într-o linie de difracție constă din două curbe suprapuse. Componentele K_{α_1} și K_{α_2} se deosebesc foarte puțin după lungimile de undă ($\Delta\lambda = \lambda_{\alpha_2} - \lambda_{\alpha_2} = 0{,}0005.10^{-8}$ cm) componenta K fiind aproape de două ori mai intensă decît componenta K.

Pentru acest motiv la determinarea lățimii reale β a unei linii de difracție trebuie eliminată mai întîi influența componentei mai puțin intense K lățimea liniei corectată de influența componentei K se notează cu B_0 și poate fi determinată fie prin metode analitice fie prin metode grafice.

O metodă simplă constă în următoarele : se desenează două curbe de distribuție a intensității razelor X în linia de difracție, ambele curbe avînd aceeași formă și lățime, diferența între ele constînd în faptul că una din curbe și anume curba care corespunde radiației K_{α_1} are o înălțime dublă.

Forma aleasă pentru aceste curbe trebuie să fie cît mai apropiată de distribuția reală a intensității razelor X, în linia de difracție a cărei lățime trebuie determinată.

După desenarea celor două curbe de distribuție a razelor X corespunzătoare radiațiilor K_{α_1} și K_{α_2} curbele se suprapun schimbîndu-se distanța d dintre maximele lor, pentru fiecare distanță determinîndu-se curba care rezultă din suprapunerea efectelor celor două radiații; acest lucru se realizează prin adunarea ordonatelor celor două curbe componente, o ordonată a curbei care rezultă fiind egală cu suma ordonatelor curbelor componente. Mai departe se determină suprafețele curbelor rezultante și înălțimile lor maxime și în continuare, prin efectuarea raportului din aceste ultime două mărimi, lățimea B a curbelor rezultante. Prin împărțirea suprafeței curbei care corespunde componentei K_{α_1}, la înălțimea ei maximă se determină și lățimea B_0 a acestei curbe.

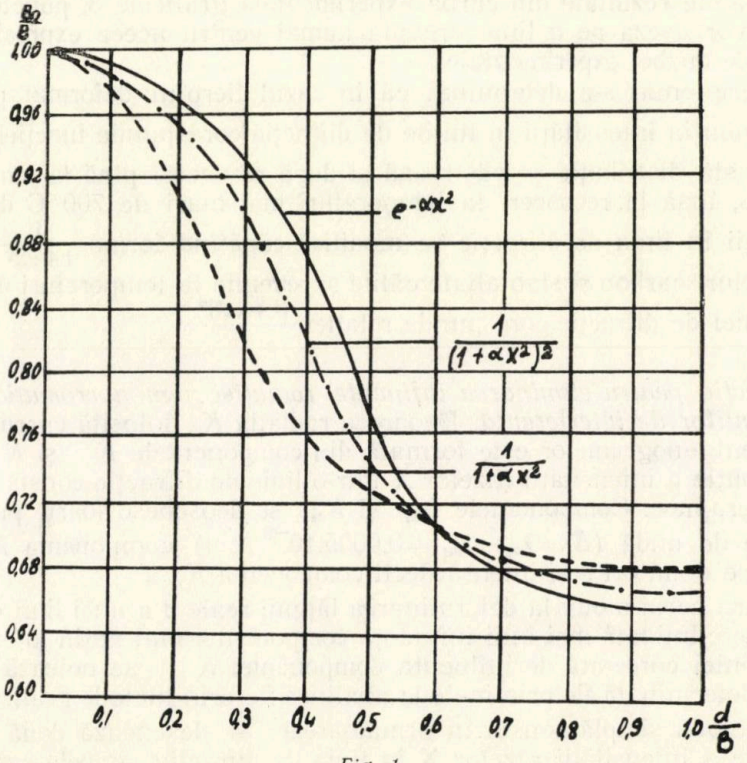


Fig. 1.

Cu rezultatele obținute se trasează un grafic pe ordonată considerînd raportul $\frac{B_0}{B}$ iar pe abcisă $\frac{d}{B}$. Un astfel de grafic pentru cele trei forme ale funcției de distribuție (relația 1) este dat în *figura 1*, și este folosit la deter-

minarea lățimii B_0 a liniei de dispersie, lățime corectată în vederea eliminării influenței radiației K_{α_2}. Pentru folosirea graficului 1 este necesară cunoașterea distanței d dintre maximele curbelor care formează dubletul K_α; distanța d pentru diferite radiații și unghiuri de difracție θ este dată în *tabela 1.*

Pentru probe cu coeficient de absorbție mare la care suprafața ce reflectă este plană distanța d poate fi calculată și cu ajutorul relației :

$$d = 2\frac{\lambda_{\alpha_2} - \lambda_{\alpha_1}}{\lambda_{\alpha_1}} \operatorname{tg}\theta \qquad (4)$$

unde θ este unghiul de difracție.

Mărimile d și B trebuie exprimate în aceleași unități ; minute, grade, radiani sau milimetri.

Cunoscînd distanța d dintre componentele dubletului K_α, lățimea corectată B_0 se determină astfel. Se microfotometrează linia de interferență și se află lățimea B împărțind suprafața de sub curba la înălțimea ei maximă. Mai departe se calculează raportul $\frac{d}{B}$ și se determină expresia analitică pentru curba de variație a intensității în linia de difracție, iar cu ajutorul graficului 1 raportul $\frac{B_0}{B}$, de unde rezultă lățimea corectată B_0.

Determinarea lățimii reale β a liniilor de interferență. Lățimea B_0 a liniei de difracție, obținută după corecția pentru eliminarea influenței componentei K_{α_2}, este determinată atît de factorii structurali (tensiunile de ordinul II și de mărimea blocurilor în mozaic) cît și de condițiile experimentale ca de exemplu diametrul probei, absorbția în probă etc. factori cunoscuți sub numele de factori geometrici. Lățimea reală β a liniei de difracție, lățimea cauzată numai de factorii structurali, se obține prin excluderea influenței factorilor geometrici asupra lățimii B_0 a liniei de difracție. Excluderea influenței factorilor geometrici asupra lățimii liniei de interferență se realizează fie prin metode analitice, fie mai bine pe cale experimentală, cu ajutorul unui etalon. Ca etalon se folosește o probă din același material cu praba de cercetat, care are însă domenii de coerență foarte mari ($D = 10^{-5}$ cm) și fără tensiuni interne. O astfel de structură se obține prin recoacere, urmată de o răcire foarte lentă. Notînd cu b_0 lățimea liniei probei etalon după corecția privind influența componentei K_{α_2}, cu $f(x)$ funcția de distribuție a intensității razelor X în linia de interferență a etalonului și cu $F(x)$ funcția de distribuție a intensității razelor X în linia de interferență a probei de cercetat, se poate arăta că :

$$\beta = \frac{B_0}{b} \int_{-\infty}^{+\infty} F(x)\, f(x)\, dx \qquad (5)$$

Tabela 1

Distanța d dintre maximele dubletului K pentru diferite radiații și unghiuri de difracție θ de la 1° la 86°

θ	d în minute pentru radiația					θ	d în minute pentru radiația				
	Cr	Fe	Ni	Cu	Mo		Cr	Fe	Ni	Cu	Mo
1	2	3	4	5	6	1	2	3	4	5	6
1	0,1	0,1	0,14	0,16	0,4	44	5,1	7,1	7,9	8,5	20 ,
2	0,2	0,3	0,3	0,3	0,7	45	5,3	7,3	8,2	8,8	21 ,
3	0,3	0,4	0,5	0,5	1,1	46	5,5	7,6	8,5	9,1	22,1
4	0,5	0,5	0,6	0,6	1,5	47	5,7	7,9	8,8	9,4	22,9
5	0,5	0,6	0,7	0,7	1,9	48	5,8	8,2	9,1	9,7	23,7
6	0,6	0,8	0,9	0,9	2,2	49	6,0	8,5	9,4	10,1	24,6
7	0,6	0,9	1,0	1,1	2,6	50	6,2	8,8	9,7	10,5	25,5
8	0,7	1,0	1,2	1,2	3,0	51	6,4	9,0	10,1	10,9	26,4
9	0,8	1,2	1,3	1,4	3,4	52	6,6	9,4	10,4	11,3	27,3
10	0,9	1,3	1,5	1,6	3,7	53	6,9	9,8	10,8	11,7	28,3
11	1,0	1,4	1,6	1,7	4,1	54	7,2	10,2	11,2	12,1	29,4
12	1,1	1,6	1,6	1,9	4,5	55	7,4	10,5	11,6	12,6	30,5
13	1,2	1,7	1,9	2,0	4,9	56	7,7	10,9	12,1	13,1	31,7
14	1,3	1,8	2,0	2,2	5,3	57	8,0	11,4	16,2	13,6	33,0
15	1,4	2,0	2,2	2,4	5,7	58	8,4	11,9	13,1	14,1	34,3
16	1,5	2,1	2,3	2,5	6,1	59	8,7	12,4	13,7	14,7	35,7
17	1,6	2,3	2,5	2,7	6,5	60	9,0	12,8	14,2	15,3	37,2
18	1,7	2,4	2,6	2,8	6,9	61	9,4	13,3	14,8	16,0	38,8
19	1,8	2,5	2,8	3,0	7,3	62	9,8	13,8	15,4	16,6	40,4
20	1,9	2,7	3,0	3,2	7,7	63	10,2	14,5	16,1	17,3	42,2
21	2,0	2,8	3,1	3,4	8,2	64	10,7	15,2	16,8	18,1	44,2
22	2,1	3,0	3,3	3,6	8,6	65	11,3	15,9	17,6	19,0	45,4
23	2,2	3,1	3,5	3,7	9,0	66	11,8	16,8	18,4	19,9	48,6
24	2,3	3,3	3,6	3,9	9,5	67	12,4	17,6	19,4	22,0	51,2
25	2,4	3,4	3,8	4,1	9,9	68	13,0	18,4	20,4	22,1	53,8
26	2,5	3,6	4,0	4,3	10,4	69	13,7	19,3	21,4	23,1	56,8
27	2,7	3,8	4,2	4,5	10,9	70	14,5	20,4	22,7	24,4	60,0
28	2,8	3,9	4,4	4,7	11,3	71	15,2	21,6	24,0	25,8	63,5
29	2,9	4,1	4,5	4,9	11,8	72	16,2	23,0	25,5	27,5	67,6
30	3,0	4,3	4,7	5,1	12,3	73	17,2	24,5	27,1	29,3	72,2
31	3,1	4,4	4,9	5,3	12,8	74	18,3	26,0	28,8	31,2	77,2
32	3,3	4,6	5,1	5,5	13,3	75	19,5	27,9	30,9	33,3	83,0
33	3,4	4,8	5,3	5,7	13,9	76	21,0	30,0	33,3	36,0	90,0
34	3,5	5,0	5,5	6,0	14,4	77	22,9	32,0	36,0	39,0	98,1
35	3,7	5,2	5,7	6,2	14,9	78	24,8	35,5	39,3	42,4	108,0
36	3,8	5,4	5,9	6,4	15'5	79	27,4	38,2	43,7	46,9	130,5
37	3,9	5,6	6,1	6,6	16,0	80	30,4	43,4	48,5	52,0	136,2
38	4,0	5,8	6,3	6,9	16,6	81	34,0	48,5	54,0	58,8	157,2
39	4,2	6,0	6,6	7,1	17,3	82	38,4	55,3	61,8	67,2	122,0
40	4,3	6,2	6,8	7,3	17,9	83	45,0	65,3	72,8	79,0	244,5
41	4,5	6,4	7,0	7,6	18,5	84	53,0	78,0	88,0	96,0	—
42	4,7	6,6	7,3	7,9	19,1	85	67,0	100,8	112,5	127,5	—
43	4,9	6,9	7,6	8,2	19,9	86	—	156,0	200,0	—	—

În acest fel pentru a determina cu ajutorul unei probe etalon lățimea reală β a unei linii de difracție trebuie cunoscute funcțiile $f(x)$ și $F(x)$. Pentru determinarea acestor funcții se poate folosi una din următoarele metode: metoda analizei armonice, metoda integrării geometrice, metoda aproximației. Cea mai simplă metodă, care dă rezultate suficient de bune este metoda aproximației. Acesată metodă pleacă de la faptul că nu este totdeauna necesar să se cunoască exact distribuția intensității în linia reală. Pentru funcțiile $F(x)$ și $f(x)$ se poate admite cu oarecare aproximație una din funcțiile 2. Prin rezolvarea ecuației 5 pentru diferite combinații $F(x)$ și $f(x)$ se obțin soluții de forma $\frac{\beta}{B_0} = \Phi\left(\frac{b_0}{B_0}\right)$ Astfel:

— pentru $F(x) \approx e^{-x^2}$ și $f(x) \approx e^{-x^2}$

$$\frac{\beta}{B_0} = \sqrt{1 - \left(\frac{b_0}{B_0}\right)^2} \tag{6}$$

— pentru $F(x) \approx \frac{1}{1+\alpha_1 x^2}$ și $f(x) \approx \frac{1}{(1+\alpha_2 x^2)^2}$

$$\frac{\beta}{B_0} = \frac{1}{2}\left\{1 - 4\frac{b_0}{B_0} + \sqrt{8\frac{b_0}{B_0} + 1}\right\} \tag{7}$$

— pentru $F(x) \approx \frac{1}{(1+\alpha_1 x^2)^2}$ și $f(x) \approx \frac{1}{1+\alpha_2 x^2}$

$$\frac{\beta}{B_0} = \frac{1}{2}\left\{1 - \frac{b_0}{B_0} + \sqrt{1 - \frac{b_0}{B_0}}\right\} \tag{8}$$

— pentru $F(x) \approx \frac{1}{(1+\alpha_1 x^2)^2}$ și $f(x) \approx \frac{1}{(1+\alpha_2 x^2)^2}$

$$B_0 = \frac{(b_0+\beta)^3}{(b_0+\beta)^2 + b_0\beta} \tag{9}$$

— pentru $F(x) \approx \frac{1}{1+\alpha_1 x^2}$ și $f(x) \approx \frac{1}{1+\alpha_2 x^2}$

$$\frac{\beta}{B_0} = 1 - \frac{b_0}{B_0} \tag{10}$$

Aceste ecuații se pot reprezenta grafic în diagrame pe a căror abscisă se consideră raportul $\frac{b_0}{B_0}$ iar pe ordonată $\frac{\beta}{B_0}$. O astfel de diagramă, pe care sînt reprezentate patru dintre curbele corespunzătoare ecuațiilor (6)—(10), este dată în *figura 2*. Curba 1 corespunde ecuației (10) și este de fapt o

dreaptă, curba 2 corespunde ecuației (6) și este un arc de cerc, curba 3 corespunde ecuației (8) iar curba 4 ecuației (9) ; curbele 3 și 4 precum și curba corespunzătoare ecuației (7) sînt cuprinse între curbele 1 și 2. Prin urmare valorile posibile ale lățimii reale a liniilor de difracție sînt cuprinse între limitele β_1 și β_2 unde :

$$\beta_1 = B_0 - b_0 \text{ (situația dată de relația (10))} \tag{11}$$

$$\beta_2 = \sqrt{B_0^2 - b_0^2} \text{ (situația dată de relația (6))} \tag{12}$$

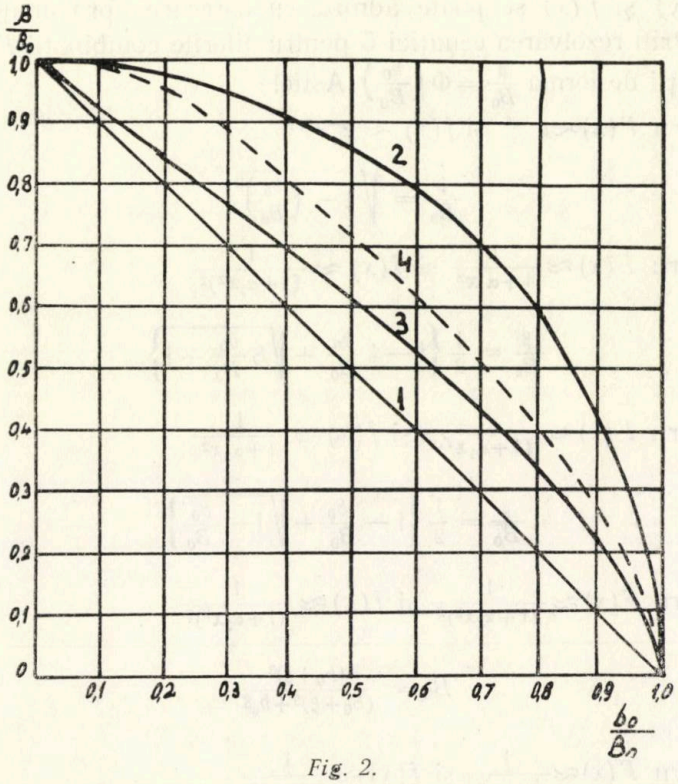


Fig. 2.

Relațiile (11) și (12) permit să se calculeze erorile în determinarea lățimii liniilor de difracție, pentru diferite rapoarte $\frac{B_0}{b_0}$ cînd se neglijează condițiile de roentgenografiere ; erorile posibile în determinarea lățimii reale β a liniilor (110) și (220) ale roentgenogramelor obținute pe proba din aliaje fier-carbon cu radiație de fier, în funcție de raportul $\frac{B_0}{b_0}$ sînt date în *figurile 3* și *4*.

Din *figura 3* se vede că măsurînd lățimea liniei cu o precizie de 10% (de regulă precizia măsurării lățimii liniilor pe curbele fotometrice este cuprinsă între 5 și 10%) dacă $\frac{B_0}{b_0} > 10$, nu sînt necesare corecții pentru eliminarea influenței condițiilor de roentgenografiere, deoarece în acest caz eroarea ma-

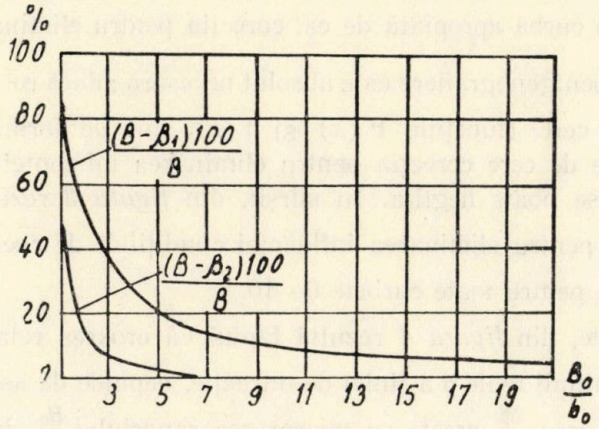


Fig. 3.

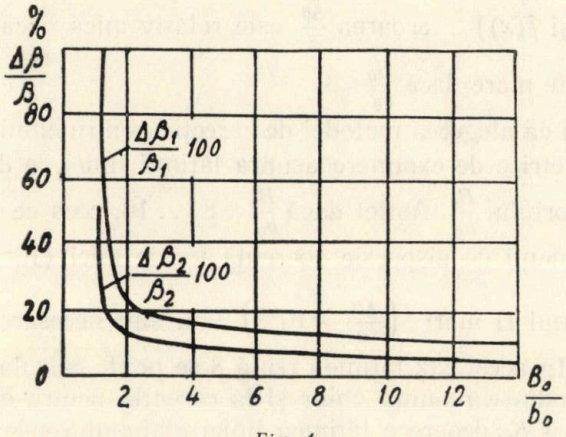


Fig. 4.

ximă nu depășește 10%. La o valoare mai mică a raportului $\frac{B_0}{b_0}$ eroarea $\frac{B_0-\beta}{B_0}$ depinde puternic de forma curbei de corecție admisă; astfel pentru $\frac{B_0}{b_0}=5$, eroarea $\frac{B-\beta}{B}$ 100 variază de la 2% pentru curba 12, la 20% pentru

curba 11. Rezultă astfel că pentru valori ale raportului $\frac{B_0}{b_0}$ de la aproximativ 3 la 10, se pot ivi una din următoarele două situații ; dacă relația $\frac{\beta}{B_0}=\Phi\left(\frac{b_0}{B_0}\right)$ reprezintă o dreaptă (funcțiile de distribuție $F(x)$ și $f(x)$ sînt de forma $\frac{1}{1+\alpha x^2}$) sau o curbă apropiată de ea, corecția pentru eliminarea influenței condițiilor de roentgenografiere este absolut necesară ; dacă relația $\frac{\beta}{B_0}=\Phi\left(\frac{b_0}{B_0}\right)$ reprezintă un cerc (funcțiile $F(x)$ și $f(x)$ sînt de forma $e^{-\alpha x^2}$) sau curbe apropiate de cerc corecția pentru eliminarea influenței condițiilor de experimentare se poate neglija. În sfîrșit, din *figura 3* rezultă că pentru $\frac{B_0}{b_0}<3$, corecția pentru eliminarea influenței condițiilor de roentgenografiere este obligatorie pentru toate curbele 6—10.

Mai departe, din *figura 4* rezultă faptul că eroarea relativă $\frac{\Delta\beta}{\beta}$ % în determinarea lățimii reale β a liniei de difracție, depinde de asemenea de raportul $\frac{B_0}{b_0}$; eroarea $\frac{\Delta\beta}{\beta}$ crește cu micșorarea raportului $\frac{B_0}{b}$, independent de relația folosită pentru calc[illegible]rea lățirii reale (independent deci de forma funcțiilor $F(x)$ și $f(x)$) ; eroarea $\frac{\Delta\beta}{\beta}$ este relativ mică dacă $\frac{B_0}{b_0}>3\ldots5$, ea devine însă foarte mare dacă $\frac{B_0}{b_0}<3$.

Rezultă deci că alegerea metodei de corecție pentru eliminarea influenței condițiilor geometrice de expunere asupra lățimii liniei de difracție depinde de mărimea raportului $\frac{B_0}{b_0}$. Astfel dacă $\frac{B_0}{b_0}=8\ldots10$, ceea ce corespunde materialelor cu domenii de dispersie coerentă foarte mici ($10^{-7}\ldots10^{-6}$ cm) și tensiuni de ordinul II mari $\left(\frac{\Delta a}{a}>10^{-3}\right)$, nu sînt necesare calcule precise pentru corecții. În acest caz lățimea reală β se poate calcula cu ajutorul relației (11), putîndu-se renunța chiar și la corecția pentru eliminarea influenței componentei K_α, deoarece lățimea liniei etalonului este mult mai mare decît distanța d dintre maximele dubletului K. Dacă $\frac{B_0}{b_0}<8$ trebuie să se aleagă cea mai convenabilă formulă de corecție, care să corespundă curbelor difractometrice sau fotometrice obținute pe probe și etalon.

În sfîrșit, dacă B_0 depășește numai cu puțin lățimea b_0 a liniei etalonului, precizia determinării este foarte mică. În acest caz este necesar să se îmbunătățească condițiile de roentgenografiere, adică să se micșoreze di-

mensiunile diafragmei, să se micșoreze diametrul probei (în cazul probelor cilindrice), să se îmbunătățească centrarea probei, sau să se folosească camere cu focalizare. Aceste operații sînt absolut necesare deoarece lățimea liniei etalonului este determinată numai de condițiile de roentgenografiere. O mare influență asupra lățimii liniei de difracție o manifestă și componenta K_{α_2}. Deci în aceste două cazuri pentru determinarea lățimii reale β a liniei de difracție, trebuie să se efectueze corecția pentru eliminarea influenței componentei K_{α_2} și influenței condițiilor geometrice de roentgenografiere, ceea ce implică, așa cum s-a arătat, determinarea funcțiilor $F(x)$ și $f(x)$.

Experimental s-a stabilit că în cazul fierului oțelurilor carbon sau slab aliate, funcția $f(x)$ care descrie distribuția intensității în linia de difracție a probei etalon (recoaptă și răcită lent) este de forma $\frac{1}{(1+\alpha x^2)^2}$; această formă se păstrează și pentru funcția $F(x)$, care descrie distribuția intensității în liniile de difracție ale unor probe călite, călite și revenite, deformate plastic la rece sau deformată plastic la rece și recoapte pînă la 700 °C. Alierea cu crom pînă la 6% nu schimbă forma liniei de interferență a roentgenogramelor obținute pe oțeluri. Recoacerea la temperaturi mai mari de 700 °C a aliajelor fier-carbon deformate plastic la rece produce modificarea formei liniei de difracție, distribuția intensității în liniile de difracție fiind descrise în acest caz de funcția $\frac{1}{1+\alpha x^2}$. Pentru faza γ din aliajele Fe-C funcția de distribuție a intensității în liniile de difracție este de forma $e^{-\alpha x^2}$.

Cunoașterea funcțiilor $F(x)$ și $f(x)$ permite alegerea relației (6)—(10) pentru calcularea lățimii reale β a liniei de difracție din lățimea B_0. Se observă că în relațiile (6)—(10) singura necunoscută este mărimea β. In practică este mai convenabil însă ca la determinarea mărimii β să se folosească *graficul 2*. Determinarea lățimii β se reduce în acest caz la următoarele operații: se efectuează raportul $\frac{b_0}{B_0}$; folosindu-se aceea curbă a *graficului 2* care corespunde funcțiilor $F(x)$ și $f(x)$ ce caracterizează materialul de cercetat și etalonul, apoi se determină raportul $\frac{\beta}{B_0}$; din raportul $\frac{\beta}{B_0}$ se determină lățimea reală β a liniei de difracție.

BIBLIOGRAFIE

1. N. N. Kaceanov și L. I. Mirkin: (1960) *Rentgenostructurnîe analiz.* Mașghiz — Moscova.

2 I. L. Lîsac: (1954) *Voprosî Fiziki Metallov i Metallovedenia.* Academia Nauk Ucrainscoi SSR, *5*, 45.

3. I. L. Lîsac: (1955) *Voprosî Fizik Metallov i Metallovedenia.* Academia Nauk Ucrainscoi SSR *6*, 40. Kiev.
4. * * * (1961) *Rentgenografia v Fiziceskom Metallovedenii.* Metallurghizdat, Moscova, Cap. 9 şi 10.
5. S. S. Gorelik, L. N. Rastorguev, Iu. A. Scacov: (1963) *Rentgenograficeskii analiz metallov.* Metallurghizdat, Moscova.
6. L. I. Mirkin: (1961) *Sprovocinic po rentgenostructurnomu analizu policristallov.* Gosudarstvennoe izdatelstvo fizico-matematicescoi literaturî. Moscova.

Tiparul executat la Intreprinderea Poligrafică Banat Timişoara, com. nr. 1502/1970.

N. Drăgan, M. Costescu, A. Morțun, Minodora Iacob

INFLUENȚA AZOTULUI CA ELEMENT DE ALIERE ÎN OȚELURILE CU 0,1—0,2% CARBON ȘI ADAOSURI MICI DE VANADIU SAU NIOBIU

În lucrarea de față a fost studiată influența microalierii cu azot și vanadiu sau, respectiv, cu azot și niobiu asupra caracteristicilor mecanice și a unor caracteristici tehnologice ale oțelurilor cu 0,1 ... 0,2%C, 1,2 ... 1,6% Mn și 0,2 ... 0,4% Si. Cercetările efectuate au permis stabilirea conținuturilor optime în elementele de microaliere (N, V, Nb) pentru care se obține o îmbunătățire a caracteristicilor de rezistență fără a fi influențate negativ caracteristicile de plasticitate și tenacitate ale clasei respective de oțeluri. Totodată, prin cercetări de microscopie optică (la temperatura ambiantă și la temperaturi ridicate) și microscopie electronică, au fost aduse contribuții la explicarea mecanismului prin care microalierea cu azot, vanadiu și niobiu influențează asupra caracteristicilor mecanice ale oțelurilor.

Studii și cercetări de metalurgie, Tom 15, Nr. 1/1970

D. Bujin, L. Staicu, D. Balla

DESPRE POSIBILITATEA STABILIRII PURITĂȚII OȚELULUI PRIN MĂSURAREA REZISTIVITĂȚII ELECTRICE LA TEMPERATURI JOASE (4,2 ... 300 °K)

Lucrarea prezintă rezultatele măsurătorilor de conductibilitate electrică la temperaturi joase (77 și 4,2 °K) pe epruvete din oțel inoxidabil Cr-Mn-Ni-N.

S-a urmărit posibilitatea stabilirii purității oțelului, obținut prin retopirea cu arc în vid, comparativ cu oțelul elaborat la cuptorul electric, prin măsurători de conductibilitate electrică.

Rezultatele obținute au arătat că oțelul retopit cu arc în vid are conductibilitatea mai mare decît oțelul elaborat la cuptorul electric. De asemeni s-a observat că diferențele valorilor de conductibilitate înregistrate la 4,2 °K între cele două oțeluri, se păstrează atît la temperatura de 77 °K cît și la 300 °K (temperatura camerei).

Studii și cercetări de metalurgie, Tom. 15, Nr. 1/1970.

M. Terasawa, Y. Yoshioka, K. Asami

STUDII ASUPRA RUPERII LA OBOSEALĂ A OȚELURILOR CIANIZATE. INFLUENȚA TENSIUNILOR REMANENTE

Pentru determinarea experimentală a distribuției tensiunilor remanente în stratul superficial și subsuperficial al oțelurilor cianizate s-a folosit în paralel metoda radiografică și măsurătorile de microduritate. Între distribuțiile obținute prin cele două metode există o bună concordanță. Rezultatele cercetărilor experimentale au permis ajungerea la unele concluzii interesante privind natura structurilor superficiale și originea tensiunilor remanente. Pe baza lor pot fi sugerate unele căi de ridicare a rezistenței la oboseală a oțelurilor cianizate prin alegerea unei tehnologii corespunzătoare la tratamentul termo-chimic efectuat.

Studii și cercetări de metalurgie, Tom 15, Nr. 1/1970.

W. A. Wood și F. Utili

INFLUENȚA SOLICITĂRILOR TERMICE CICLICE ASUPRA STABILITĂȚII CURGERII ÎN CONDIȚIILE FLUAJULUI CICLIC INDUS

S-a studiat comportarea la deformații a fierului, cuprului, titanului și alamei 70/30 în condițiile solicitărilor ciclice de torsiune, cu tracțiune statică adițională, la diferite viteze de solicitare și temperaturi de încercare.

Solicitarea adițională de tracțiune statică a provocat fluaj chiar la temperatura ambiantă.

Din analiza rezultatelor încercărilor a fost posibil să se arate că:

a) accepțiunea conform căreia limita de curgere este marcată de apariția deformației plastice neliniare este insuficientă; prin efectul Bauschinger — de exemplu — nu se evidențiază o limită de curgere propriu-zisă;

b) limita de curgere efectivă în deformarea ciclică la torsiune depinde în mod marcant de viteza de deformație;

c) limita de curgere efectivă este diminuată de solicitarea termică ciclică astfel că în aceste condiții deformația prin fluaj este mai mare decît deformația care s-ar produce prin solicitarea staționară la un nivel constant de temperatură.

Rezultatele experimentale sînt interpretate în termenii teoriei dislocațiilor.

Studii și cercetări de metalurgie, Tom 15, Nr. 1/1970.

D. Cioclov

CURBELE DE DURABILITATE IZOPROBABILA LA ÎNCERCĂRILE CU SOLICITĂRI REPETATE

În lucrare se stabilește forma analitică a curbelor de durabilitate izoprobabilă (σ-N-P) pentru cazul cînd rezultatele experimentale urmează o distribuție normală sau o distribuție de tip Weibull. S-a considerat cazul general cînd caracteristica de împrăștiere a acestor distribuții este variabilă în raport cu durabilitatea sau cu nivelul tensiunii de încercare. S-au dat formele analitice particulare ale curbelor (σ-N-P) pentru cazurile cînd caracteristica de împrăștiere a distribuțiilor menționate este constantă sau liniar variabilă în raport cu o transformată a lui N sau σ.

Rezultatele teoretice au condus la stabilirea unei metodologii de ajustare a rezultatelor experimentale în curbe (σ-N-P). În final metodologia de ajustare este exemplificată pentru un oțel carbon OLC 45.

Studii și cercetări de metalurgie, Tom 15, Nr. 1/1970.

T. Sălăgean, H. Selmereanu

CERCETĂRI ASUPRA FENOMENULUI DE ÎMBĂTRÎNIRE LA OȚELURI NEALIATE CU CARBONUL CUPRINS ÎNTRE 0,14 ȘI 0,21%.

În lucrare se studiază efectul factorilor îmbătrînirii artificiale: deformarea plastică la rece δ, temperatura de încălzire după deformarea v și durata încălzirii t la temperatura v, asupra tendinței spre îmbătrînire a două oțeluri nealiate, unul cu 0,14% C și altul cu 0,21% C.

Cei trei factori au variat între limitele: 2...10% (δ); 200...400 °C (v) și 0,5...1,5 ore (t), iar tendința spre îmbătrînire s-a urmărit cu încercarea de rezilienţă Charpy V și Mesnager, efectuate la $\pm$20 °C. S-au urmărit și alte însușiri mecanice, acordîndu-se atenție mai mare limitei de curgere σ.

Din cercetarea efectuată a reieșit că tendința spre îmbătrînire a oțelurilor este un factor ce trebuie luat în considerare atunci cînd se apreciază comportarea metalurgică la sudare a oțelurilor. Pentru aceasta, epruveta de rezilienţă Mesnager s-a dovedit a fi cea mai sensibilă dacă încercarea se efectuează la $\pm$20 °C. S-a stabilit că îmbătrînirea se manifestă cu atît mai viu cu cît conținutul în carbon a oțelului este mai redus.

Studii și cercetări de metalurgie, Tom. 15, Nr. 1/1970.

Vl. Popovici, S. Sontea, M. Teodorescu, G. Lescenco

CONSIDERAȚII PRIVIND REZISTENȚA LA COROZIUNE A ALIAJELOR DE ALUMINIU DE TIP AlZnMg ȘI A ÎMBINĂRILOR SUDATE ALE ACESTORA

În lucrare se prezintă cercetarea rezistenței la coroziune a opt aliaje de aluminiu de tip AlZnMg și a îmbinărilor sudate ale acestora. Studierea rezistenței la coroziune s-a făcut prin expunerea epruvetelor de laborator la încercări accelerate de coroziune prin imersie alternată în soluție de 3% clorură de sodiu precum și expunere în aerosoli la soluție de 5% acid clorhidric.

Din cercetările efectuate s-a constatat că lipsa cromului din aceste aliaje produce o înrăutățire considerabilă a rezistenței la coroziune, iar prezența modificatorilor (titan, zirconiu) nu asigură aliajelor o rezistență mărită la coroziune dacă acestea au o cantitate mare de fier și mangan.

Rezultatele cele mai bune în ce privește rezistența la coroziune s-au obținut la îmbinările sudate cu electrod AK4 cu 4,4% Si, 0,1% Mn, 0,1% Fe și restul Al (procedeu WIG).

De asemeni s-a constatat că scăderile de rezistență sînt în concordanță cu degradarea datorită coroziunii. Studiul efectuat lărgește domeniul de utilizare în construcții de mașini a aliajelor AlZnMg.

Studii și cercetări de metalurgie, Tom 15, Nr. 1/1970.

Vl. Popovici, S. Sontea

MĂSURĂTORI DE CONTRACȚII PE TABLE SUDATE DIN ALIAJE AlZnMg DUPĂ PROCEDEUL DE SUDARE WIG

Procesul de sudare este însoțit întotdeauna de variații mari de temperatură în metalul de bază, care produc tensiuni și deformații remanente. La aliajele de aluminiu deformațiile sînt superioare în comparație cu oțelul, datorită conductibilității termice mai mari.

În lucrare s-au studiat cantitativ deformațiile unghiulare, transversale și longitudinale care iau naștere la aliajele de aluminiu de tip AlZnMg sudate după procedeul WIG. Ca material de adaos s-au utilizat mai multe aliaje de aluminiu de tip AlSi, AlMg sau AlZnMg. Rezultatele obținute furnizează date suplimentare în legătură cu sudabilitatea aliajelor de aluminiu de tip AlZnMg.

Studii și cercetări de metalurgie, Tom. 15, Nr. 1/1970.

Aurelia Protopopescu, L. Staicu

ASPECTE FRACTOGRAFICE ALE UNOR MATERIALE SINTERIZATE DIN PULBERI METALICE

Se descriu rezultatele obținute prin studiu stereomicrofractografic al materialelor sinterizate din pulberi metalice. S-a folosit un microscop electronic cu baleiaj (stereoscan) de tip JSM-2, cu o putere de rezoluție de 250 Å și profunzime a cîmpului de 300 ori mai mare decît la microscopul metalografic.

Observarea directă prin metoda electronilor secundari, la o tensiune de lucru de 25 KV a suprafețelor de rupere, a scos în evidență pe de o parte caracteristicile structurilor materialelor sinterizate, determinate de forma, mărimea și distribuția particulelor din pulberi metalice; de asemeni, caracterul ruperii, fragil sau tenace, intragranular sau intergranular, determinat de natura materialului și procesele de difuziune în timpul sinterizării.

Studii și cercetări de metalurgie, Tom. 15, Nr. 1/1970.

F. Oprea, D. Taloi

CONSIDERAȚII PRIVIND ECHILIBRUL SISTEMELOR HETEROGENE DIN METALURGIA NEFEROASĂ

În cadrul lucrării se arată că în prezent, teoria zgurilor lichide cunoaște o serie de succese. În locul ecuațiilor legii ideale a acțiunii maselor, insuficient justificate din punct de vedere teoretic, se folosesc unele capitole ale termodinamicii statistice, cum ar fi teoria soluțiilor regulare și metoda echilibrului cvasichimic. Pe această bază se descriu suficient de precis proprietățile multor sisteme de zguri întîlnite în metalurgia neferoasă ($CaO-SiO_2$, $FeO-SiO_2$, $MgO-SiO_2$, $CaO-MgO$) ($FeO-Fe_2O_3$) SiO_2 etc. și ecuațiile coeficienților de activitate ce pot fi folosite cu succes în analiza interacțiunii și a echilibrelor din diferitele sisteme eterogene întîlnite în practică (mată — zgură, zgură — baia metalică etc.). Cunoașterea acestor parametri permite obținerea unor randamente mărite de extracție și pierderi minime de metale în zguri.

Studii și cercetări de metalurgie, Tom. 15, Nr. 1/1970.

N. Geru

DETERMINAREA LĂȚIMII REALE β A LINIILOR DE DIFRACȚIE DE PE ROENTGENOGRAME

În lucrare sînt prezentate metodele pentru determinarea lățimii reale β a liniilor de interferență. În prima parte a lucrării este definită noțiunea de „lățime" a unei linii de interferență și sînt arătați factorii care determină această lățime. După aceasta sînt descrise metodele pentru determinarea expresiei analitice pentru profilul unei astfel de linii și procedeele prin care se poate elimina influența radiației K_{α_2} și a condițiilor de experimentare asupra lățimii unei linii de difracție.

Studii și cercetări de metalurgie, Tom 15, Nr. 1/1970.

Revista „Studii şi cercetări de metalurgie" publică rezultate originale ale cercetărilor din domeniul larg al metalurgiei, sub formă de articole, comunicări sau note. Revista mai cuprinde şi rubricile: referate, discuţii, recenzii, informaţii şi altele. Temele abordate constituie cele mai recente realizări ştiinţifice şi tehnice.

RCOMANDĂRI PENTRU AUTORI

1. Structura lucrării:

a) *Introducerea* va situa lucrarea pe fondul cunoştinţelor actuale, va desemna obiectivele şi va indica metodele utilizate;

b) *Tratarea* (despărţită pe subcapitole, numerotată după clasificarea zecimală), va preciza premizele, ipotezele, simplificările adoptate şi va discuta rezultatele, erorile, posibilităţile şi comoditatea aplicării deducerilor matematice;

c) *Concluziile* vor sintetiza rezultatele obţinute, limita lor de valabilitate şi aplicaţiile posibile;

d) *Bibliografia* după standardele în vigoare;

2) Forma lucrării:

a) Lucrările se predau în 2 exemplare dactilografiate la 2 rînduri (2 000 semne pe pagină), inclusiv exemplarul original fără corecturi, intervenţii, pe hîrtie velină;

b) Figurile pe calc, un exemplar;

c) La începutul lucrării se trece clasificarea zecimală internaţională;

d) Volumul lucrării circa 15 pagini.

Se primesc numai lucrări originale.

★

Manuscrisele se trimit Comitetului de redacţie. Timişoara, B-dul Mihai Viteazul 24.

1970 NOV 19

ST. CERC. METALULRG. TOM. 15, Nr. 1, 1970.

I.P.B T. — 1502/1970 43 834 Lei 35

F1162

04

R

STUDII ȘI CERCETĂRI DE METALURGIE

RETEZĂLVA

TOMUL 15, Nr. 2, 1970

EDITURA ACADEMIEI REPUBLICII SOCIALISTE ROMÂNIA

COMITETUL DE REDACȚIE

Redactor șef: prof. I. HUBER-PANU, m. c. al Academiei R. S. România; *Redactor șef adjunct:* dr. ing. TR. SĂLĂGEAN; *Membri:* prof. L. BOLEANȚU — Timișoara, prof. A. DOMȘA — Cluj, ing. A. IEREMIA — Reșița, prof. ST. MANTEA — București, ing. C. PANDELESCU — București, dr. ing. D. PAVELESCU — București, prof. VL. POPOVICI — Timișoara, dr. ing. M. RAȚIU — Timișoara, prof. I. TRIPȘA — București; *Secretar științific de redacție:* ing. V. SAFTA.

În țară, abonamentele se primesc la oficiile poștale, agențiile poștale, factori poștali și difuzorii de presă din întreprinderi și instituții.

Comenzile de abonamente din străinătate se primesc la CARTIMEX, București, Căsuța poștală 134—135, sau la reprezentanții săi din străinătate.

Manuscrisele, cărțile și revistele pentru schimb, precum și orice altă corespondență se trimit la Comitetul de redacție pe adresa: B-dul Mihai Viteazul 24 Timișoara.

STUDII ȘI CERCETARI DE METALURGIE

apare de două ori pe an

ACADEMIA REPUBLICII SOCIALISTE ROMÂNIA
BIBLIOTECA CENTRALĂ
1883

STUDII ŞI CERCETĂRI DE METALURGIE

TOMUL 15, Nr. 2, 1970

EDITURA ACADEMIEI REPUBLICII SOCIALISTE ROMÂNIA

ACADEMIA REPUBLICII SOCIALISTE ROMÂNIA

STUDII ŞI CERCETĂRI DE METALURGIE

Tomul XV 1970 Nr. 2

SUMAR

METALURGIE FIZICĂ

P. TUDORAN, ST. MANTEA, Cercetări privind influența separată și cumulată a azotului și aluminiului asupra structurii primare a oțelului 35M16 147

N. DRĂGAN, MINODORA IACOB, Cercetări privind influența borului asupra creșterii grăuntelui austenitic la încălzire 157

LUCIA CINCĂ, Cercetări privind structura și proprietățile aliajului de cupru cu 10% aluminiu călit și revenit, după deformare plastică prealabilă 165

ÎNCERCĂRI DE MATERIALE METALICE

L. BOLEANȚU, Coeficientul efectiv de concentrare a tensiunilor la cremaliere cu profil evolventic 179

V. MOLDOVAN, Contribuție în problema deformării plastice cu viteză mare a metalelor 193

PROBLEME METALURGICE ALE SUDĂRII

T. SĂLĂGEAN, D. DEHELEANU, Considerațiuni asupra sensibilității față de încrestări a oțelului 17M13 209

LUCRĂRI DE SINTEZĂ

F. OPREA, V. TIBEA, Fenomenele și mărimile de suprafață în pirometalurgie 217

D. CIOCLOV, Degradarea cumulativă a metalelor prin solicitări repetate. Stadiul actual al cercetărilor (Partea I) 231

T. SĂLĂGEAN, Comportarea la sudare a oțelurilor cu carbon și slab aliate 249

CERCETĂRI PRIVIND INFLUENȚA SEPARATĂ ȘI CUMULATĂ A AZOTULUI ȘI ALUMINIULUI ASUPRA STRUCTURII PRIMARE A OȚELULUI 35M16

P. TUDORAN

Institutul politehnic Brașov.

Ș. MANTEA

Institutul politehnic „Gh. Gheorghiu Dej" București

În cadrul lucrării se cercetează influența azotului și aluminiului asupra prezenței sufluriior, macrostructurii, incluziunilor nemetalice și microstructurii oțelului 35M16 aliat suplimentar cu azot (pînă la 0,029% N) și aluminiu (pînă la 0,294 % Al).

Pe baza rezultatelor obținute se trag concluzii privind conținuturile optime de N și Al, care asigură o structură primară corespunzătoare.

Se constată astfel că se obțin lingouri compacte, lipsite de sufluri, la procente de 0,02% N și 0,015% Al, precum și de 0,025 % N și 0,133% Al, Adaosul de Al apare ca strict necesar în vederea prevenirii apariției sufluriior,

Atît Al, cît și N exercită o influență favorabilă asupra macrostructurii și microstructurii, favorizînd obținerea unor granulații mai fine, Influența azotului aspra mărimii grăuntelui real se manifestă însă numai la procente mai ridicate de Al (peste 0,1% Al).

Aluminiul exercită în același timp o influență substanțială asupra naturii și conținutului de incluziuni nemetalice. Creșterea conținutului de Al în oțel duce la început la creșterea cantității de incluziuni nemetalice, iar apoi la scăderea acestei cantități.

1. INTRODUCERE

Ca element însoțitor în oțel atunci cînd depășește anumite limite, azotul este considerat dăunător, din cauză că înrăutățește macrostructura lingoului, determină apariția de retasuri și de sufluri și coboară plasticitatea și tenacitatea oțelurilor laminate, în special la încălzirea lor [1] - [3].

În ultimul timp au apărut însă lucrări și realizări practice care pun în evidență posibilitatea utilizării azotului ca element de aliere, în această calitate el prezentînd avantajul de a fi, poate, cel mai ieftin element de aliere [3].

Cele mai multe dintre lucrările apărute pe acestă linie se referă la posibilitatea utilizării azotului ca element de aliere în oţelurile inoxidabile, în special Cr-Ni, în care azotul înlocuieşte parţial nichelul. Oţeluri inoxidabile aliate cu azot se utilizează deja pe scară destul de largă într-o serie de ţări [4].

În ţara noastră, cercetării oţelurilor inoxidabile aliate cu azot i-au fost consacrate lucrările [5]-[8].

Comunicări de dată mai recentă [9]-[18] lasă să se întrevadă posibilitatea utilizării azotului ca element de aliere şi în oţelurile de construcţie. Majoritatea lucrărilor efectuate în această direcţie sînt consacrate însă studierii oţelurilor de construcţie cu conţinut scăzut de carbon, destinate construcţiilor metalice.

Exceptînd lucrarea [16], consacrată studierii unor oţeluri cu conţinut de aproximativ 0,3%C, posibilitatea ridicării proprietăţilor oţelurilor de îmbunătăţire prin aliere cu azot şi elemente nitrurogene a fost puţin învestigată pînă acum. Chiar în lucrările în care se studiază oţelurile pentru construcţii metalice aliate cu azot se analizează cu precădere influenţa azotului şi a elementelor nitrurogene asupra proprietăţilor mecanice.

Utilizarea în practică a unor mărci de oţeluri de construcţie aliate cu azot presupune însă rezolvarea în prealabil a problemelor legate de obţinerea unor lingouri fără sufluri şi cu structură corespunzătoare. Această problemă, cu toată importanţa ei, a găsit pînă acum o reflectare extrem de redusă în materialele publicate.

Unele date privitoare la această problemă, stabilite pentru oţeluri inoxidabile, sînt prezentate în lucrările [3], [6]—[7].

Oţelurile aliate cu azot conţin în mod obişnuit unul sau mai multe elemente nitrurogene. Cel mai utilizat şi mai ieftin dintre ele este aluminiul. Problema conţinutului optim de aluminiu este însă departe de a fi lămurită chiar şi în oţelurile de construcţie nealiate cu azot [19].

Stabilitatea conţinuturilor optime de azot şi aluminiu, la care se obţin lingouri corespunzătoare, prezintă din această cauză o mare importanţă pentru elaborarea de oţeluri de îmbunătăţire aliate cu azot, utilizabile în practică.

2. SCOPUL LUCRĂRII

În lumina celor de mai sus, în cadrul prezentei lucrări s-a urmărit cercetarea influenţei N şi Al asupra structurii primare a oţelului 35M16 în vederea stabilirii conţinuturilor care asigură o structură corespunzătoare lingourilor.

S-a cercetat de asemenea influenţa celor două elemente asupra conţinutului şi repartizării în oţel a incluziunilor nemetalice, avînd în vedere influenţa lor asupra calităţii oţelului.

3. MATERIALUL ŞI MODUL DE LUCRU

Elaborarea oţelului destinat cercetării s-a efectuat într-un cuptor cu inducţie cu frecvenţa de 2 500 Hz, cu creuzet acid avînd o capacitate de aproximativ 125 kg.

Pentru cercetarea influenței separate a azotului s-a căutat să se elaboreze șarje cu conținut apropiat de aluminiu și conținut variabil de azot, iar pentru cercetarea influenței separate a azotatului șarje cu conținut constant de azot și conținut variabil de aluminiu. Pentru cercetarea influenței cumulate a N și Al au fost elaborate șarje aliate și cu azot, și cu aluminiu. Compoziția chimică a șarjelor experimentale selecționate pentru cercetări este dată în tabela 1.

Tabela 1

Compoziția chimică a șarjelor experimentale selecționate pentru cercetări

Nr. crt.	Grupa de șarje	Nr. șarjei	Elemente%				
			C	Mn	Si	Al	N
1	A	41	0,37	1,44	0,38	0,015	0,01
2		42	0,36	1,54	0,39	0,016	0,02
3		43	0,37	1,58	0,39	0,014	0,024
4		44	0,35	1,47	0,40	0,015	0,029
5	B	36	0,37	1,48	0,33	0,017	0,025
6		37	0,37	1,46	0,32	0,033	0,025
7		38	0,37	1,43	0,38	0,061	0,026
8		40	0,35	1,43	0,37	0,133	0,024
9	C	16	0,35	1,59	0,35	0,015	0,01
10		17	0,35	1,60	0,38	0,034	0,01
11		18	0,36	1,48	0,42	0,058	0,009
12		19	0,36	1,43	0,43	0,088	0,009
13		29	0,37	1,44	0,41	0,106	0,012
14	D	21	0,34	1,44	0,44	0,02	0,02
15		22	0,34	1,40	0,47	0,029	0,019
16		23	0,34	1,48	0,47	0,056	0,019
17		24	0,35	1,47	0,42	0,118	0,02
18		25	0,35	1,48	0,40	0,294	0,021

Observație, Din cauza creuzetului acid, conținutul de siliciu în unele șarje depășește cu puțin (maximum 0,1%) limitele prescrise pentru marca 35M16. Conținutul de P și S se află în limite normale. respectiv sub 0,031% P și sub 0,021% S,

Azotul a fost introdus în baie sub formă de mangan azotat cu 6% N. Aluminiul a fost introdus sub formă de bucăți metalice și întotdeauna după azot, avînd în vedere indicația din [20] conform căreia, în cazul cînd Al se introduce în baie înaintea N, el poate să formeze alți compuși chimici, ca, de exemplu, Al_2O_3, și să nu mai lege azotul în nitruri de Al.

Turnarea s-a efectuat în lingotiere de fontă prevăzute cu maselote, obținîndu-se lingouri de 290 mm lungime și avînd secțiunea de 105 × 105 mm în partea superioară și 75 × 75 în partea inferioară. După solidificare, de la temperatura de aproximativ 600°, lingourile au fost scoase din lingotiere, răcindu-se în continuare în aer liber.

În vederea cercetării compactității, lingourile solidificate au fost supuse iradierii cu raze γ, utilizînd drept sursă de iradiere ^{60}Co cu activitatea de 490 mC. Durata de expunere radiațiilor a fost de 25 h.

Din partea superioară, la distanța de 30 mm de la marginea superioară a lingoului, au fost tăiate probe pentru cercetarea macrostructurii.

Lingourile compacte reținute pentru cercetări ulterioare au fost supuse în continuarea unei recoaceri la temperatura de 850-880°C cu menținere de 4 h, decojite și forjate în bare de ∅35 mm. Forjarea s-a executat la un ciocan de 400 kg, temperatura începutului forjării fiind de 1 200-1 250°C, iar a sfîrșitului de 850-900°C.

Din barele forjate au fost extrase, în conformitate cu prevederile STAS 4203 63, probe pentru cercetarea microstructurii și a incluziunilor nemetalice. Probele pentru microstructură au fost normalizate la 850–880°C, iar cele pentru incluziuni nemetalice, normalizate și călite în ulei de la 830–860°C.

4. REZULTATE ȘI INTERPRETAREA LOR

A. *Influența azotului și a aluminiului asupra compactității lingourilor.*

Influența N și Al asupra compactității lingourilor a fost urmărită la șarjele din grupa *A*, *B*, și *C*. Aspectul gamagrafiilor obținute sînt date în figura 1, *Influența separată a azotului* a fost pusă în evidență pe șarjele din grupa A. rezultînd așa cum se vede din *figura 1a-d*, o creștere a porozității lingourilor cu creșterea conținutului de azot din oțel.

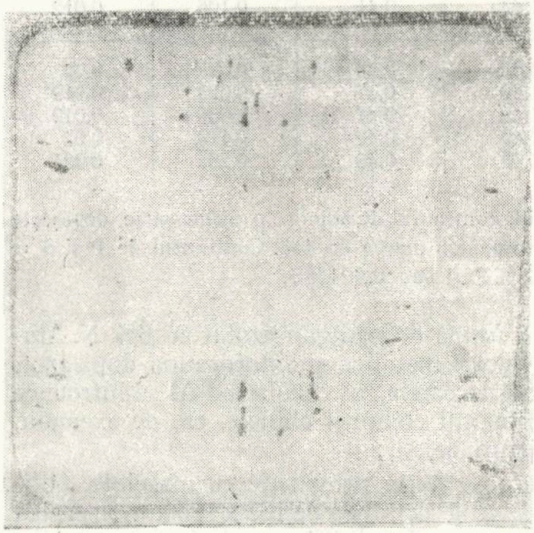
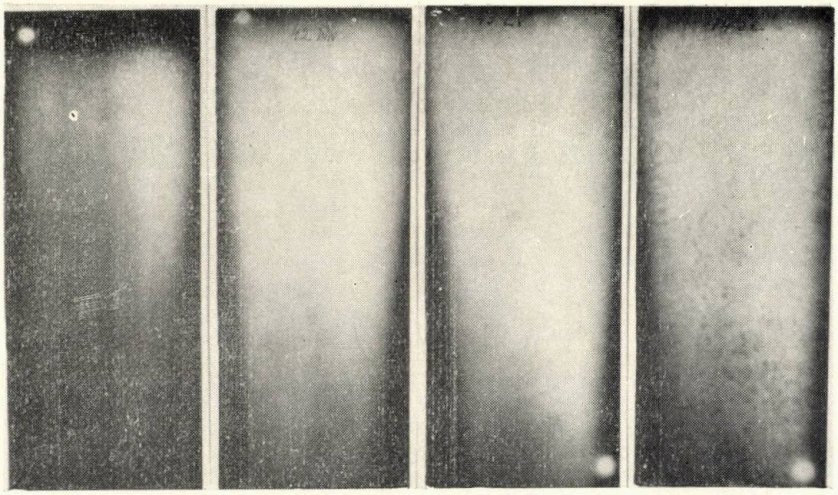


Fig. 2. — Sufluri în lingoul conținînd 0,024% N și 0,014% Al (șarja 43). Macrostructură (105×105 mm).

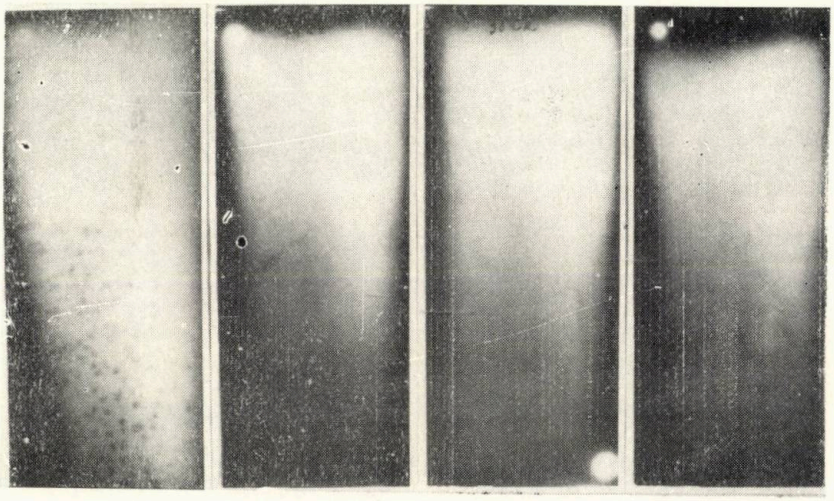
În condițiile unui conținut relativ scăzut de Al (~ 0,015%), rezultat doar din materiile prime utilizate, fără o aliere suplimentară cu aluminiu, au fost obținute lingouri compacte la conținuturile de 0,001% N (*fig. 1a*) și 0,02% N (*fig. 1 b*).

La conținutul de 0,024% N (*fig. 1c*) au apărut sufluri dispersate în special în partea superioară și centrală a lingoului, mai puțin vizibile în *figura 1c*, dar vizibile clar pe filmul avînd mărimea lingoului și în macrografia din *figura 2a*.

La conținutul de 0,029 N (*fig. 1d*), lingoul prezintă o cantitate foarte mare de sufluri.



a *b* *c* *d*



e *f* *g* *h*

Fig. 1. — Influența azotului și aluminiului asupra compactității lingourilor. *a—d* — influența azotului la un conținut scăzut de Al (~0,015% Al) : *a* — 0,01% N, *b* — 0,02% N, *c* — 0,024% N, *d* — 0,029 N ; *e—h* — influența Al la un conținut de aproximativ 0,025 N ; *e* — 0,0017% Al, *f* — 0,033 Al, *g* — 0,061% Al, *h* — 0,133% A. Dimensiunile gamagrafiei fiecărui lingou după care s-a executat fotografia : 245×98 mm.

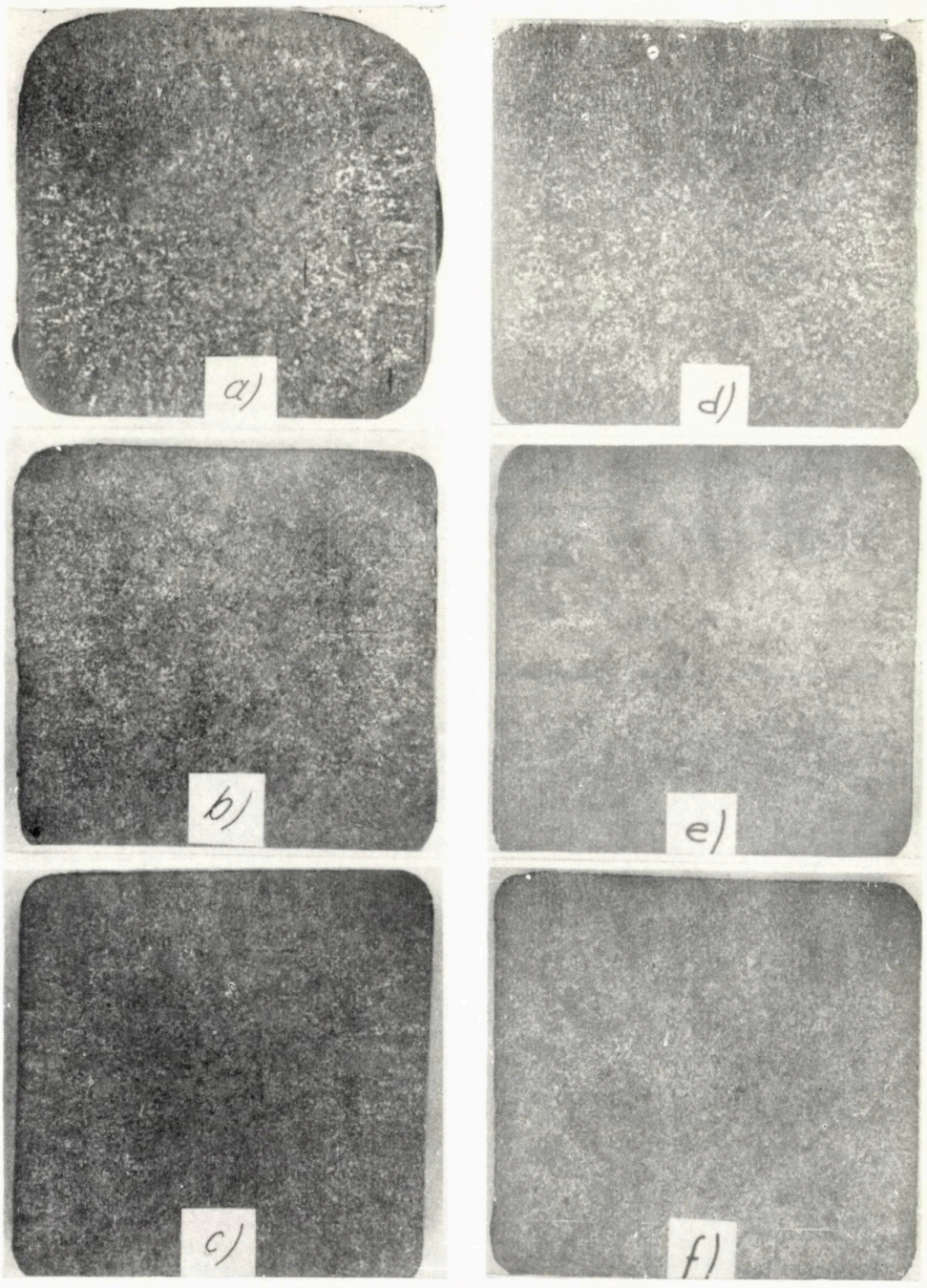


Fig. 3. — Influența azotului și aluminiului asupra macrostructurii lingourilor (105×105 mm). *a—c* — influența Al la conținutul scăzut de azot (~0,01% N): *a* — 0,015% Al, *b* — 0,05% Al, *c* — 0,088% Al; *d—f* — influența Al la conținut de azot aproximativ 0,02% N, *d* — 0,016 Al, *e* — 0,029% Al, *f* — 0,056% Al.

În cea ce privește *influența separată a aluminiului*, ea a fost urmărită pe șarjele din grupa C, constatîndu-se că în limitele 0,015—0,106% Al nu determină modificări ale compactității lingourilor, observabile prin cercetarea cu raze γ.

Influența cumulată a azotului și aluminiului a fost urmărită pe șarjele din grupa B, aliate suplimentar atît cu azot (aproximativ 0,025%N), cît și cu aluminiu (conținut variabil : 0,017—0,133% Al).

Din *figurile 1e-f*, unde sînt prezentate gamagrafiile, rezultă în mod clar influența favorabilă a aluminiului în direcția preîntîmpinării apariției suflurilor. Dacă la un conținut de 0,025%N și 0,017% Al lingoul prezintă numeroase sufluri *(fig.1e)*, la 0,033% Al rămîn puține sufluri *(fig.1f)*, iar la 0,061% *(fig.1g)* și 0,133 Al *(fig.1h)* lingourile apar lipsite de sufluri.

Datele de mai sus arată că, din punctul de vedere al compactității lingou rilor, limita superioară a conținutului de N în oțelul 35M16 aliat suplimentar cu azot se află în jurul valorii de 0,02% N la conținuturi scăzute de Al (~0,015%) și în jurul a 0,024% N la un conținut de aproximativ 0,1% Al.

Rezultatele obținute, ca și unele semnalate în [9]—[18], arată că, în oțelurile de construcție aliate cu azot, limita superioară admisibilă a procentului de azot este mult mai scăzută decît în oțelurile inoxidabile, în care procentul de azot ajunge în mod normal pînă la 0,2% N, iar în cazuri izolate în oțeluri puternic aliate cu Cr și Mn chiar pînă la 0,6% N [7], [3].

Situația aceasta se explică prin faptul că oțelurile inoxidabile și refractare posedă, în general, o structuă austenitică, care prezintă o solubilitate mai mare pentru azot decît ferita, oțelurile de construcție avînd în general o structură ferită-perilitică.

B. *Influența azotului și aluminiului asupra macrostructurii lingourilor.*

Această influență este redată în figura 3.

Influența separată a azotului poate fi urmărită în *figura 3a* și *3d*, din care rezultă că azotul determină o anumită finisare a macrostructurii.

Influența separată a aluminiului poate fi urmărită în *figura 3a—c*, rezultînd că și aluminiul, la rîndul lui, favorizează obținerea unei macrostructuri mai fine.

Influența cumulată a azotului și aluminiului este prezentată în *figurile 3d—f*, aparținînd unor șarje aliate și cu azot, și cu aluminiu (0,016—0,056%Al). Din observarea acestor macrografii rezultă același efect favorabil al aluminiului în direcția finisării macrostructurii și la oțelurile aliate cu azot. Merită a fi reținut de asemenea faptul că în oțelurile aliate atît cu azot cît și cu aluminiu s-au obținut în general macrostructuri mai fine decît în oțelurile nealiate cu azot.

Problema macrostructurii lingourilor din oțeluri aliate cu azot a fost cercetată pînă acum, așa cum s-a arătat, doar pentru oțeluri inoxidabile sau refractare, la care s-a constatat o influență favorabilă a azotului în direcția reducerii sau chiar a dispariție zonei de transcristalizare în oțelurile inoxidabile cu conținut scăzut de carbon [22].

În oţeluri cu 0,3%C şi 14%Cr, precum şi în oţeluri rapide, influenţa azotului asupra macrostructurii lingourilor este, după [3], neînsemnată.

Cercetările efectuate asupra mărcii 35M16, aliată suplimentar cu azot şi aluminiu, au arătat că lingourile din acest oţel prezintă cele trei zone de cristalizare caracteristice, fără a se putea constata o influenţă evidentă a azotului în direcţia reducerii zonei de transcristalizare.

Se constată în schimb, aşa cum am văzut mai sus, o influenţă a azotului în direcţia obţinerii unei structuri mai fine. Această influenţă poate fi explicată prin formarea în topitură de către azotul introdus la alierea suplimentară cu azot a unor noi particule solide disperse (nitruri în primul rînd), care favorizează obţinerea unei structuri mai fine.

Aceeaşi influenţă manifestă şi aluminiul adăugat la alierea suplimentară cu Al, el putînd forma în metalul lichid atît oxizi de Al cît şi nitruri de Al, ambii aceşti compuşi fiind stabili la temperatura de topire a oţelului.

C. *Influenţa azotului şi aluminiului asupra naturii şi conţinutului de incluziuni nemetalice din oţel*

Cercetarea incluziunilor nemetalice s-a efectuat după STAS 5949-65 pe probe forjate normalizate şi călite în secţiunea longitudinală a barei. Rezultatele obţinute sînt date în *tabela 2.*

Din această tabelă rezultă că *influenţa separată a azotului*, cercetată pe şarjele din grupa A, se manifestă prin creşterea conţinutului de nitruri de Al din oţel cu creşterea conţinutului de azot. Nitrurile de Al pot fi observate în *figura 4* pentru un oţel cu 0,024%N.

Influenţa separată a Al a fost cercetată pe şarjele din grupa C nealiate cu azot şi cu procente variabile de Al. Se observă o creştere bruscă a conţinutului de incluziuni nemetalice şi în special de oxizi, la un procent de 0,088%Al. Creşterea pe mai departe a procentajului de Al din oţel duce la scăderea conţinutului de incluziuni, şarja 29, cu un conţinut de 0,106% Al, dovedindu-se cea mai pură în privinţa incluziunilor nemetalice.

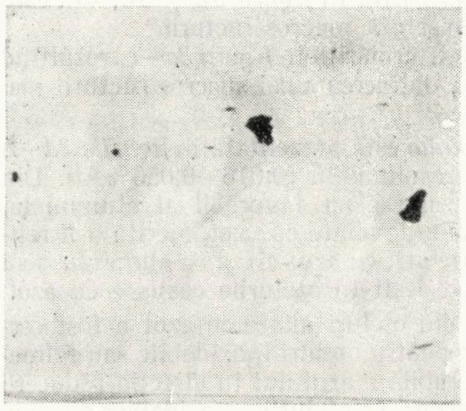


Fig. 4. — Nitruri de Al în oţelul cu 0,020% N şi 0,015% Al (şarja 42). ×100.

Influenţa cumulată a N şi Al a fost determinată pe şarjele din grupa D, aliate aproximativ cu 0,02%N şi avînd un conţinut variabil de Al.

Din analiza conţinutului de incluziuni nemetalice din aceste şarje reiese o influenţa a aluminiului asemănătoare cu cea din şarjele fără aliere suplimentară cu azot (grupa C), cu deosebirea că impurificarea maximă cu incluziuni apare la un conţinut de 0,029%Al. Creşterea

Tabela 2

Punctajul maxim al incluziunilor în diferite șarje de oțel 35M16 aliat suplimentar cu azot și aluminiu (notațiile după STAS 5949-65)

Nr. crt.	Grupa de șarje	Nr. șarjei	N%	Al%	Punctajul incluziunilor nemetalice în cel mai impur cîmp				Suma punctajului pe același cîmp
					sulfuri S	oxizi OL+OP	silicați SF+SP+SN	nitruri AL NA	
1	A	41	0,01	0,015	0	1	1	0	2
2		42	0,020	0,016	0	1	1	1	3
3		43	0,024	0,014	0	1	1	2	4
4	C	16	0,01	0,015	2	1	0,5	0	3,5
5		17	0,010	0,034	1	1	1	0	3
6		18	0,009	0,058	1	1	1	0	3
7		19	0,009	0,088	1,5	4	2	0	7,5
8		29	0,012	0,0106	0	1	0	0	1
9	D	21	0,02	0,02	1	1	0	1	3
10		22	0,019	0,029	1	4	0,5	1	6,5
11		23	0,019	0,056	1	2	0,5	1	4,5
12		24	0,02	0,118	0	1	0	1	2
13		25	0,021	0,294	0	2	0	1	3

în continuare a conținutului de Al din oțel determină, ca și în cazul precedent, o scădere a conținutului de incluziuni nemetalice și obținerea la 0,118%Al a unui punctaj minim.

Din datele prezentate în tabela 2 rezultă o influență substanțială a Al atît asupra naturii incluziunilor nemetalice, cît și asupra cantității lor. După cum s-a văzut, există un procent critic de Al la care cantitatea de incluziuni este maximă. Depășirea acestui conținut duce la obținerea unei purități ridicate în privința incluziunilor nemetalice.

În cazul alierii cu azot, impurificarea maximă cu incluziuni nemetalice, și în primul rînd cu oxizi, apare la procente mai mici de Al.

D. *Influența azotului și aluminiului asupra microstructurii*

Influența N și Al asupra microstructurii a fost urmărită pe probe forjate și normalizate în secțiunea transversală a barei. Mărimea grăuntelui s-a determinat după scara STAS 5490-67.

Influența azotului a fost urmărită :

– la conținuturi scăzute de aluminiu (~0,015%Al), deci fără aliere suplimentară cu aluminiu (pe șarjele 41, 42 și 43 din grupa A) ;

– la conținuturi medii de aluminiu (în jurul a 0,056%Al, pe șarjele 18 și 23) ;

– la conținuturi mai mari de Al (respectiv 0,106—0,133% Al, pe șarjele 29, 24 și 40).

La conținuturi reduse (~0,015% Al) și medii (~0,056% Al) de aluminiu, azotul în limitele 0,01-0,024% nu determină modificări sensibile în microstructura oțelului, ea fiind formată din perlită pe fond de ferită, grăuntele real fiind de punctaj 7.

La conținuturi mai mari de aluminiu, respectiv în limitele 0,106–0,133% Al, creșterea procentului de azot de la 0,012 la 0,02% N determină o mișcare a mărimii grăuntelui real de la punctajul 6 la 0,012% N *(fig.5 a)*, la punctajul 9 la 0,02 % N *(fig.5 b)*. Mărimea în continuare a procentului de azot pînă la 0,024% menține cam aceeași mărime a grăuntelui real *(fig.5 c)*.

Influența aluminiului a fost cercetată de asemenea:

– la conținuturi scăzute de azot (~0,01% N), deci fără aliere suplimentară cu azot (pe șarje din grupa C *fig.6 a–d*),

– la conținuturi de aproximativ 0,02% N, adică în cazul unei alieri suplimentare cu azot (pe șarje din grupa D *fig.6 e—h*).

La conținuturi scăzute de azot, creșterea procentului de aluminiu în limitele 0,015–0,088% Al duce la micșorarea mărimii grăuntelui real de la punctajul 6 (șarja 16, *fig.6 a*), la punctajul 8 (șarja 17, *fig.6 b*) și apoi la puctajul 9 (șarja 19, *fig.6 c*). Creșterea în continuare a conținutului de aluminiu pînă la 0,106% Al duce apoi la creșterea mărimii grăuntelui real, care ajunge la punctajul 7 (șarja 29, *fig.6 d*).

La conținuturi de azot situate în jurul a 0,02% N, deci în cazul unei alieri suplimentare cu azot, creșterea conținutului de Al de la 0,02 la 0,029% Al duce la micșorarea mărimii grăuntelui real de la punctajul 7 (șarja 21, *fig.6 e*), la puctajul 10 (șarja 22, *fig.6 f*). Creșterea în continuare a conținutului de aluminiu la 0,118 și 0,0294% Al duce la început la o ușoară creștere a mărimii grăuntelui real pînă la punctajul 9 (șarja 24, *fig.6 g*) și menținerea lui constantă în continuare la acest punctaj (șarja 25, *fig.6 h*).

Interesant de remarcat este faptul că granulațiile cele mai fine se obțin tocmai la șarjele la care conținutul de incluziuni nemetalice, și în special de oxizi, a fost maxim, ceea ce micșorează influența pozitivă, în direcția finisării structurii atît a azotului, cît și a aluminiului.

Influența Al este mai eficace în cazul alierii și cu azot. Influența azotului se manifestă însă clar, după cum am văzut, numai la conținuturi mai ridicate de Al.

5. CONCLUZII

1. A fost verificată posibilitatea alierii cu azot și cu aluminiu a oțelului 35M16.

2. Au fost obținute lingouri compacte la procente de 0,02% N (la 0,015% Al) și de 0,025% N (la 0,133% Al). Adaosul suplimentar de Al este strict necesar în vederea prevenirii apariției suflurilor. Cu creșterea procentului de azot din oțel, cantitățile de Al necesare pentru legarea azotului devin mai mari.

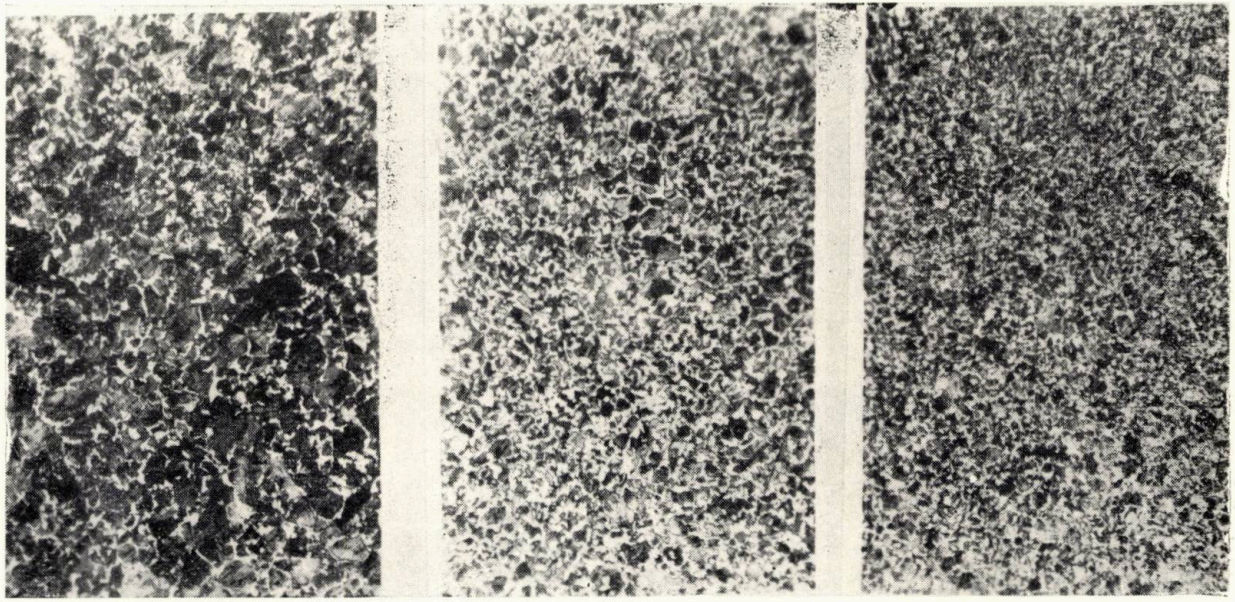


Fig. 5. — Influența N asupra granulației oțelului 35M16 cu conținut de 0,106—0,133% Al : *a* — 0,012% N, punctaj 6 ; *b* — 0,02% N, punctaj 9 ; *c* — 0,024% N, punctaj 9. × 100.

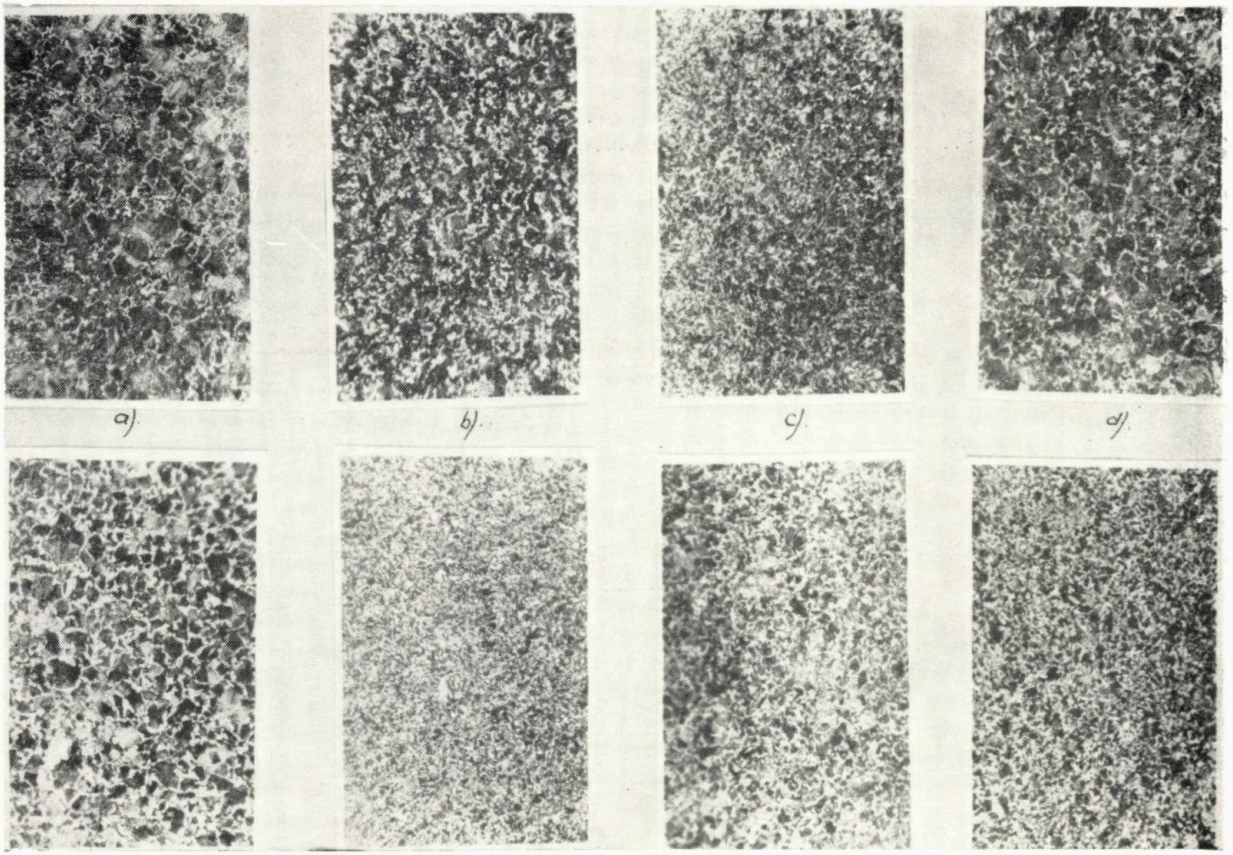


Fig. 6. — Influența Al asupra granulației oțelului 35M16 : *a—d* — la conținuturi scăzute de N (~0,01%) : *a* — 0,015% Al, punctaj 6 ; *b* — 0,03% Al, punctaj 8 ; *c* — 0,088% Al, punctaj 9 ; *d* — 0,106% Al, punctaj 7 ; *e—h* — la conținuturi de aproximativ 0,02% N : *e* — 0,02% Al, punctaj 7 ; *f* — 0,029% Al, punctaj 10 ; *g* — 0,118% Al, punctaj 9 ; *h* — 0,29% Al, punctaj 9×100.

3. Atît N, cît și Al exercită o influență favorabilă asupra macrostructurii lingourilor, favorizînd obținerea unor granulații mai fine.

4. Aluminiul exercită în același timp o influență substanțială asupra naturii și conținutului de incluziuni nemetalice și asupra microstructurii oțelului, favorizînd obținerea unui grăunte real mai fin.

5. Influența azotului asupra mărimii grăuntelui real se manifestă mai pregnant numai la procente mai ridicate de Al (peste 0,1% Al), cînd el determină o finisare evidentă a structurii.

BIBLIOGRAFIE

1. E. Houdremont, *Handbuch der Sonderstahlkunde*, vol. II, Springer Verlag, 1956.
2. A. N. Morozov, *Vodorod i azot v stali*, Metallurghizdat. 1950.
3. M. L. Korolev. *Azot kak leghiruinşcii element stali*, Metallurghizdat' 1951.
4. x x *Ciornaia metallurghia kapitalisticeskih stren. Stali novîh marok i metodî ih ispitani*. V. Metallurghizdat, 1957.
5. D. Cosma, Ştefania Baicu, Hildegard Hubert, Cercetări metalurgice, *6* 135 — 148 (1964).
6. D. Cosma, Valeria Nedelcovici, Cercetări metalurgice, *6*, 167 — — 176, (1964).
7. Al. Rău. D. Cosma, Metalurgia, *12*, 521 — 526 (1964).
8. Al. Rău, Metalurgia, *9*, 457 — 460 (1965).
9. H. I. Wiester, W. Bading, H. Riedel, W. Sholz, Stahl und Eisen, 77, *12*, 773 — 784 (1957).
10. H. I. Wiester, H. A. Vogels, H. Ulmer, Stahl und Eisen. 79. 16. 1120 — 1129 (1959).
11. IN — *Treated steel approved by Nippon Kaiji for Schipbuilding*, Japan Schipp and Schipbuild, 8, *9*, 42 (1963).
12. C. L. Kobrin, *Nitrides strengthen steels*. Iron Age Metallwork. Internat. *3*, *5*, 20 — 21 (1964)
13. P. Brozzo, V. Berruti, S. di Brtolo, S, Michelucci, Revue de métallurgie, mai. 475 — 491 (1964).
14. F. A. Klausting. E. V. Petunina, Stali' *1*, 56 — 60 (1965).
15. M. Nakamura, I. Kurijama, I. Iamadzaki, Kagaku soti, Plant and Proces *7*, *10*. 24 — 33 (1965).
16. L. M. Panfilova, M. I. Goldstein, Metallovedenie i termiceskaia obrabotka metallov, *10*, 22 — 26 (1966).
17. I. B. Barataşvili, V. M. Berejisni, Metallovedenie i termiceskaia obrabotka metalov. *10*, 70 — 71 (1968).
18. N. Drăgan, M. Costescu. A. Morțun, M. Iacob, *Vliianie azota ksk leghiruiuşcevo elementa v staliah s 0,1 — 0,2% ugleroda i neboişimi dobavkami vanadiia i nichiia*. Simpozium no Metallovedeniiu, 12 — 15 mai, 1969, Varna.
19. Iu. A. Sulte, *Nemetalliceskie vkliuceniia v electrostali*, Metallurghia, 1964.
20. V. S. Meskin, *Osnovi leghirovaniia stali*. Metallurghie, p. 117. 1964,
21. M. L. Korolev, *Svoistva hromistîh nerjaveiuşcih stalei. leghirovannih azotom*, Sbornik VZPI, *7* (1954).

Lucrare predată la 25 aprilie 1970

CERCETĂRI PRIVIND INFLUENȚA BORULUI ASUPRA CREȘTERII GRĂUNTELUI AUSTENITIC LA ÎNCĂLZIRE

N. DRĂGAN, MINODORA IACOB

Cercetările efectuate cu ajutorul microscopiei optice obișnuite și al microscopului pentru temperaturi înalte pe oțelurile cu 0,2 și 0,4%C, cu și fără adaos de bor, au avut ca scop urmărirea comportării grăuntelui austenitic la încălziri cu diferite durate de menținere la temperaturi cuprinse între 850 și 1 100°C.

S-a stabilit că oțelurile aliate cu circa 0,003% B au o tendință la supraîncălzire mai accentuată decît oțelurile fără bor. Această tendință nu se manifestă printr-o creștere pronunțată a dimensiunii medii a grăuntelui. ci în deosebi prin obținerea unei structuri neuniforme, determinată de prezența pe rosturile grăunților de austenită a unor precipitări ai compușilor borului. Aceste precipitări blochează deplasarea rosturilor și favorizează creșterea numai a grăunților ale căror rosturi sînt libere de precipitări, determinînd creșterea grăunților în oțelurile cu bor după un mecanism special.

Una dintre cauzele care limitează aplicarea oțelurilor de construcție aliate cu bor o constituie influența defavorabilă a borului asupra mărimii susceptibilității la creșterea grăuntelui austenitic la încălzire. Această opinie susținută de unii cercetători [1]-[4] nu este însă unanim acceptată. Astfel, în unele lucrări de data mai veche [5],[6] se afirmă că adaosul de bor micșorează tendința de creștere a grăuntelui asustenitic la creșterea temperaturii de încălzire, iar în lucrarea [7] se apreciază că grăuntele austenitic într-un oțel cu bor nu poate fi mai mare decît într-un oțel fără bor, dat fiind faptul că în primul caz se face o dezoxidare suplimentară cu titan care nu poate avea decît un efect de micșorare a grăuntelui. Legat de influența dezoxidării prealabile cu titan, în lucrările [8], [9] s-a constatat că într-adevăr granulația austenitică a oțelurilor cu bor este foarte neuniformă, dar această neuniformitate poate fi atenuată, iar temperatura de la care începe creșterea grăuntelui austenitic poate fi ridicată în cazul unei denitrurări corecte cu titan. Aici trebuie menționat că și în lucrarea [2] s-a constatat că influența borului asupra mărimii grăuntelui austenitic depinde într-o măsură foarte mare de modul de aliere cu bor a oțelului.

Pe de altă parte cercetările efectuate de Tarasov [10] au arătat că, la fel ca în cazul călibilității, intensitatea influenței borului asupra tendinței de creștere

a grăuntelui austenitic depinde de conținutul în oțel. În cazul conținutului de 0,0015 sau de 0,003% B, în urma încălzirilor la temperaturi mai mici de 920°C cu menținere pînă la 20h, granulația oțelului cu bor nu este mai mare decît a oțelului de referință. În schimb, în cazul încălzirilor la 1 000 sau 1 100°C (oțelul cu 0,003% B) sau al încălzirii la 920°C (oțelurile cu 0,006 sau 0,01% B), grăuntele austenitic crește mult mai intens decît în oțelul de referință. Din aceste rezultate se desprinde concluzia că pentru regimurile obișnuite de tratament oțelurile cu un conținut mai mic de 0,003% B nu manifestă o tendință de creștere a grăuntelui austenitic.

Cercetările noastre au fost efectuate pe oțelurile cu compoziția chimică indicată în *tabela 1*, elaborate într-un cuptor cu inducție cu o capacitate de 50 kg. Borul a fost introdus sub formă de ferobor cu 16% B în oțelul dezoxidat și denitrurat în prealabil cu Al și Ti. După forjare barele cu secțiunea de 12x12 mm au

Tabela 1

Compoziția chimică a oțelurilor studiate

Simbolul oțelului	Tipul de oțel	Conținutul în elemente, %							
		C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	Ti	B
A	0,36% C	0,36	0,85	0,25	—	—	—	—	—
B	C—B	0,40	0,91	0,34	—	—	—	0,029	0,0025
C	C—Cr—Ni—B	0,36	0,87	0,28	0,48	0,43	—	0,050	0,0026
D	C—Cr—Mo—B	0,40	0,88	0,29	0,35	—	0,10	0,048	0,0027
E	C—Cr—Ni	0,40	0,86	0,22	0,75	1,14	—	—	—
F	0,17% C	0,17	0,61	0,28	—	—	—	—	—
G	C—B	0,18	0,66	0,34	—	—	—	0,013	0,0028
H	C—Cr—Mo—B	0,16	0,68	0,27	0,32	—	0,17	0,04	0,0025
I	C—Cr—Mo	0,17	0,63	0,22	0,44	—	0,38	—	—

fost supuse unei recoaceri de omogenizare la temperatura de 840°C (oțelurile *A, B,C,D* și *E*) și, respectiv, de 900°C (oțelurile *F, G, H* și *I*). În continuare probe din oțelurile *A, B, C, D* și *E* au fost încălzite la temperaturile de 850, 900, 950 și 1 000°C cu durata de menținere de 1h, iar probele din oțelurile *F, G, H* și *I* au fost încălzite timp de 8h la temperaturile de 900, 950, 1 000 și 1 050°C. Grăuntele austenitic a fost pus în evidență în primul caz prin atac timp de 2-3 min la 40-50°C într-o soluție saturată de acid picric în apă, iar în cazul oțelurilor cu circa 0,2% C prin metoda cementării. Mărimea grăuntelui austenitic obținut în urma încălzirilor în condițiile de mai sus a fost determinată pe cale statistică prin măsurarea la microscop a dimensiunilor a circa 400 de grăunți pentru fiecare probă, ceea ce conferă rezultatelor un grad de certitudine mai mare de 98%. Aceste determinări au fost completate cu studii privind cinetica creșterii grăuntelui austenitic în funcție de condițiile de încălzire, efectuate la microscopul pentru temperaturi înalte de tip "Reickert".

ANALIZA REZULTATELOR EXPERIMENTALE

Rezultatele măsurătorilor efectuate sînt date în *tabelele 2* și *3*, iar reprezentarea grafică a suprafeței medii a grăunților rezultați în urma încălzirilor la diferite temperaturi se prezintă în *figurile 1—10*. Din examinarea acestor date se vede că în cazul oțelurilor cu circa 0,4%C, în urma încălzirii timp de 1h la 850°C, granulația austenitică atît a oțelurilor cu bor (*B*, *C*, *D*), cît și a oțelului carbon (A) este foarte fină, avînd diametrul mediu al grăuntelui de 10... 16μ, iar grăunții cu frecvență maximă sînt cei cu diametrul cuprins între 0 și 40μ. O granulație puțin mai mare la această temperatură o are doar oțelul *E*, dar nici în cazul acestui oțel nu poate fi vorba de o tendință la supraîncălzire, deoarece diametrul mediu al grăunților săi este de 30μ, iar grăunții cu frecvența maximă sînt cei cu diametrul cuprins între 30 și 40μ.

Tabela 2

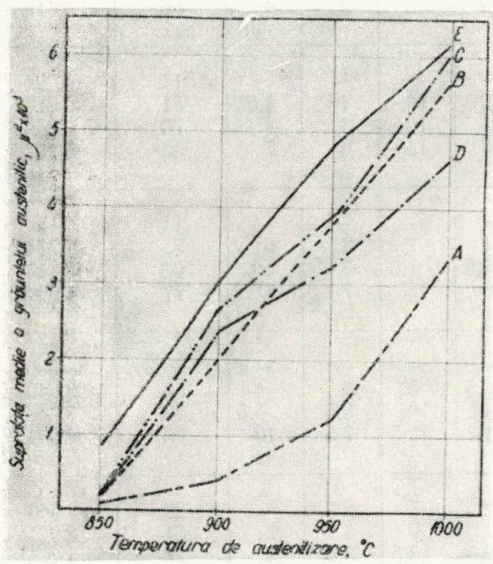
Variația mărimii grăuntelui austenitic al oțelurilor cu cca 0,4% C în funcție de temperatura de încălzire

Simbolul oțelului	Temperatura de austenitizare, °C	Frecvența grăunților de diferite dimensiuni (μK), %:							Mărimea medie a grăuntelui	
		<10	10—40	40—70	70—100	100—130	130—160	>160	diametrul, μK	suprafața, μK^2
A	850	71	29	—	—	—	—	—	10	78
	900	25	63	12	—	—	—	—	23	415
	950	—	60	25	7	4,5	2,5	1	39	1 165
	1 000	—	37	35	19	3	2	4	66	3 419
B	850	45	51	4	—	—	—	—	11	94
	900	5	50	14,5	12	10	4	4,5	51	2 010
	950	—	27	35	21	10	3	4	70	3 846
	1 000	—	12	35	26	15	5	7	83	5 407
C	850	39	61	—	—	—	—	—	14	154
	900	3	51	20	11	7	3	5	55	2 374
	950	—	33	33	17,5	7,5	5	4	63	3 115
	1 000	—	11	35	28	13	7	6	77	4 644
D	850	29	63	8	—	—	—	—	16,5	200
	900	7	55	17,5	8,5	5	3	4	58	2 640
	950	—	36	29	14	10	5,5	5,5	70	3 846
	1 000	—	16	33	21	12,5	7,5	10	95	6 084
E	850	12	41	26	12	7	2	—	29	660
	900	2	32	34	17	9	4	2	61	2 921
	950	—	18,5	37	20,5	13,5	5,5	5	78	4 775
	1 000	—	9	34,5	28,5	16	6,5	5,5	88	6 079

Tabela 3

Variația mărimii grăuntelui austenitic al oțelurilor cu circa 0,2% C în funcție de temperatura de încălzire

Simbolul oțelului	Temperatura de austenitizare, °C	Frecvența grăunților la diferite dimensiuni (μK), %							Mărimea medie a grăuntelui	
		<10	10—40	40—70	70—100	100—130	130—160	>160	diametrul, μK	suprafața, μK²
F	900	14,5	72	13,5	—	—	—	—	28	615
	950	6	48	24	12,5	7,5	2	—	54	2 289
	1000	—	53	24,5	14,5	5	2	1	69	3 673
	1050	—	48	22	12	7	3	8	87	5 942
G	900	7	29	33,5	13,5	11	5	1	65	3 317
	950	—	30,5	31	17,5	11,5	7	2,5	73	4 215
	1000	—	18	26	23	15,5	9	8,5	100	7 850
	1050	—	12	24	18,5	13	6	26,5	116	10 563
H	900	21,5	72	6,5	—	—	—	—	23	415
	950	7	56	22	9	6	—	—	40	1 256
	1000	—	48	33	12	5	2	—	75	4 415
	1050	—	32	22	14	13	7	12	113	10 024
I	900	29	65	6	—	—	—	—	20	314
	950	—	67	19	8	4	2	—	60	2 826
	1000	—	51	23	12,5	8,5	3	2	67	3 846
	9050	—	24	27	18	11,5	4,5	15	114	10 201



O tendință vizibilă la supraîncălzire se constată însă la oțelurile aliate cu bor în urma încălzirii la 900 °C, în care caz granulația se obține foarte neuniformă (microstructura oțelului *C* din *figura 2 b* este caracteristică și pentru oțelurile *B* și *D*.) Deși grăunții cu frecvența maximă pentru toate oțelurile continuă să fie grăunții cu diametrul mic (10—40μ), totuși în structura oțelurilor cu bor apar grăunți de dimensiuni foarte mari (>160), ceea ce determină creșterea diametrului mediu al grăunților acestor oțeluri pînă la 50—60μ.

Fig. 1. — Variația suprafeței medii a grăuntelui austenitic în funcție de temperatura de austenitizare a oțelurilor cu circa 0,4%

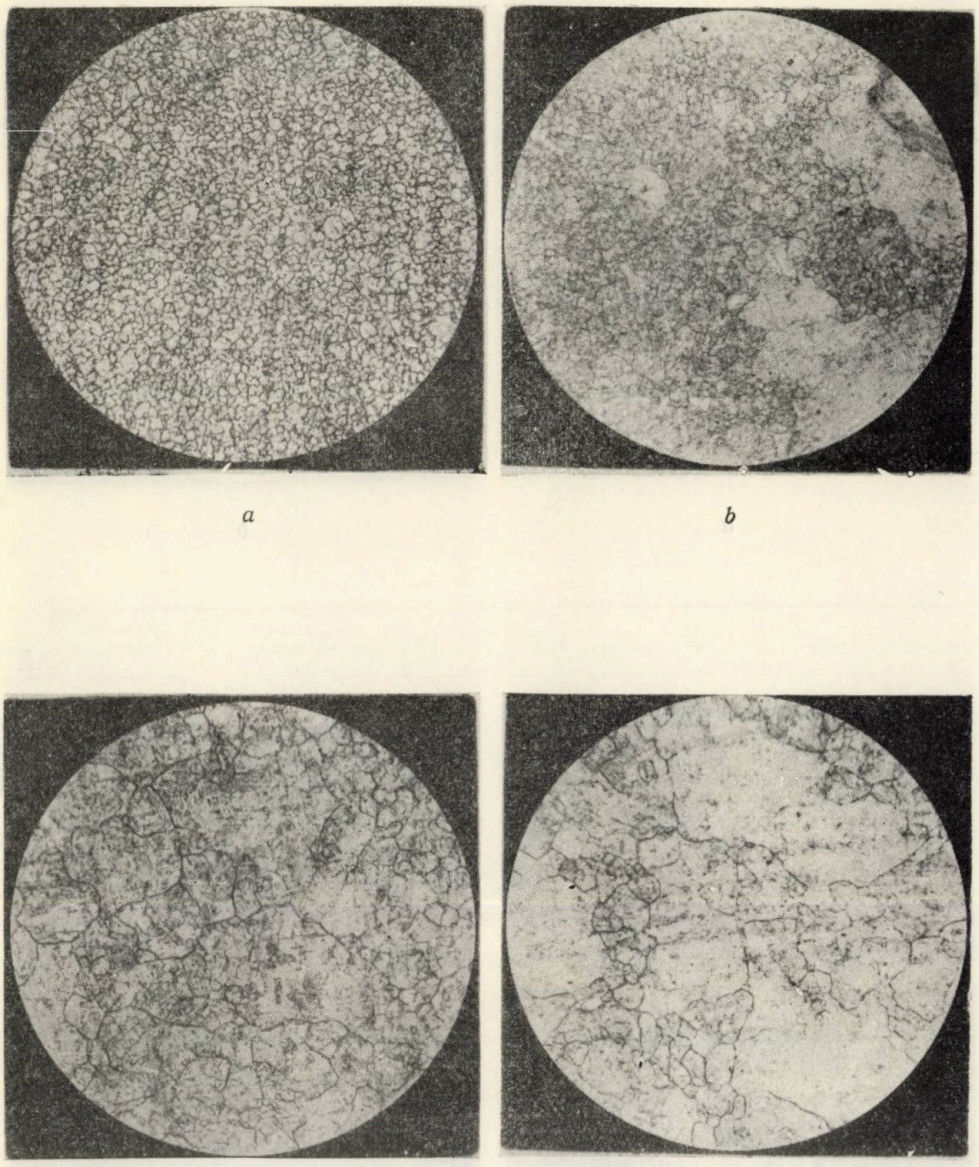


Fig. 2. — Granulația austenitică a oțelului C, obținută în urma încălzirilor timp de 1 h la temperaturile de 850(*a*), 900(*b*), 950(*c*) și 1 000 °C (*d*). 100 : 1.

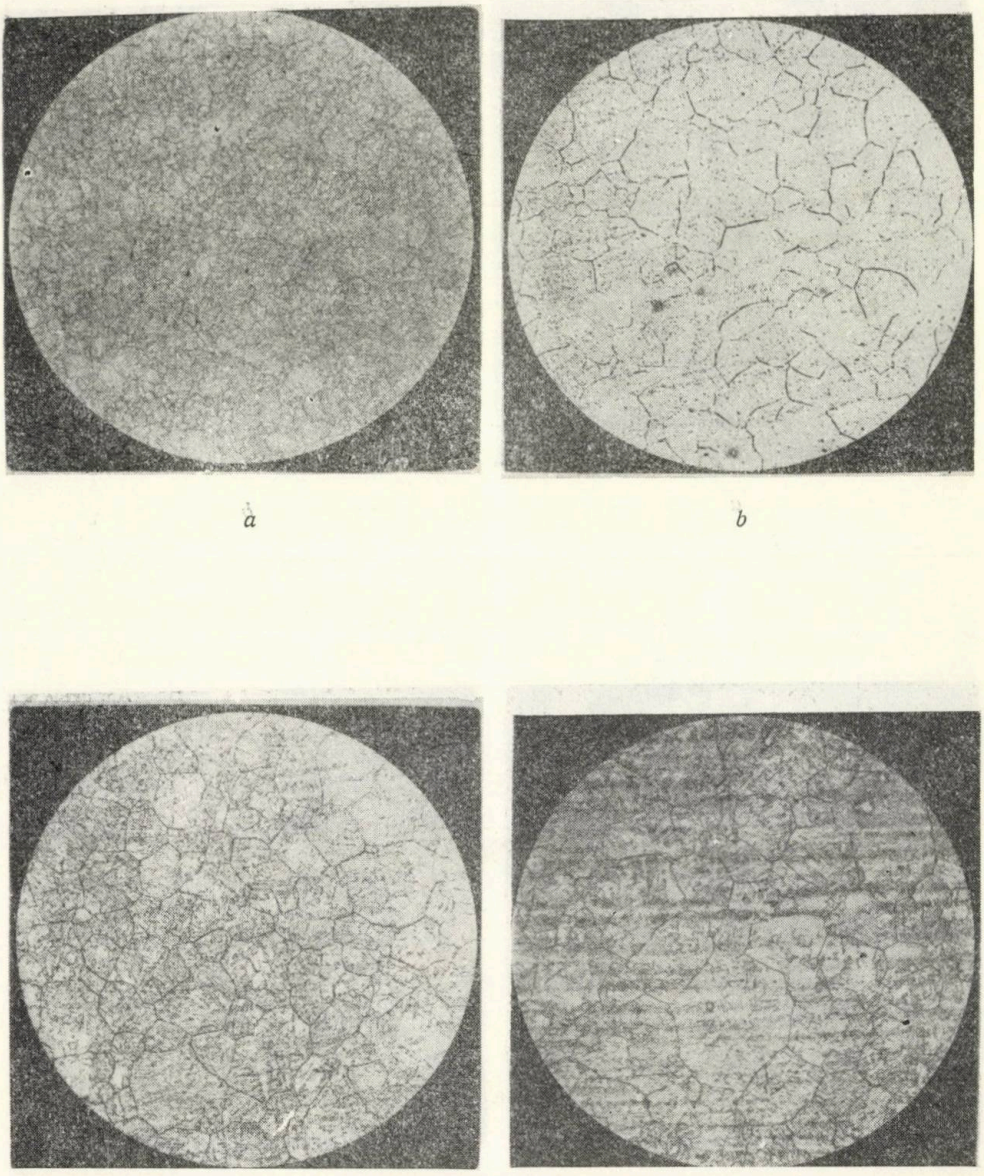


Fig. 3. — Granulația austenitică a oțelului E, obținută în urma încălzirilor timp de 1 h la temperaturile de 850(*a*), 900(*b*), 950(*c*) și 1 000 °C (*d*). 100 : 1.

Aspectul acestor structuri este caracteristic structurilor obținute în urma „recristalizării secundare" sau preferențiale, pe care S. S. Gorelic [11] o definește ca fiind recristalizarea în urma căreia într-o structură cu granulație fină apar izolat grăunți mari al căror diametru este de 3—5 ori mai mare decît diametrul grăunților cu frecvență maximă. Cauza creșterii preferențiale numai a anumitor grăunți o constituie existența la rosturile celorlalți grăunți a unor precipitări de faze insolubile la această temperatură, care blochează rosturile grăunților, dar nu pot opri procesul de „înghițire" a grăunților mici de către anumiți grăunți învecinați ai căror rosturi sînt libere de precipitări și care cresc foarte mult pe seama energiei întregului sistem. Această creștere preferențială a grăunților nu se mai produce la temperaturi mai ridicate, la care precipitările care blochează deplasarea rosturilor grăunților se dizolvă și permit o creștere mai uniformă a tuturor grăunților. În cazul de față, acest lucru se constată în cazul încălzirilor începînd de la temperatura de 950 °C, în urma căreia granulația oțelurilor cu bor devine mai uniformă *(fig. 2c)*.

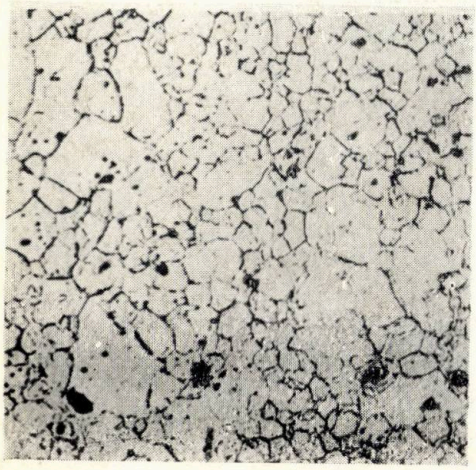
În cazul oțelurilor cu bor precipitările de pe rosturile grăunților de austenită care determină creșterea preferențială numai a unor grăunți sînt, după toate probabilitățile, particole de Fe_2B. Legat de aceasta trebuie menționat că în lucrarea [10] se afirmă că o tendință de creștere a grăuntelui oțelurilor cu bor s-a constatat doar în cazurile cînd conținutul în bor este mai mare de 0,003 % B. În cazul de față conținutul de B în oțelurile *B*, *C* și *D* nu a depășit această valoare și totuși fenomenul de supraîncălzire (cu obținerea unor structuri neuniforme) s-a constatat chiar după o încălzire timp de 1h la 900 °C. Precipitarea unor compuși ai borului la conținuturi de circa 0,003 % B în oțel, în timp ce literatura de specialitate menționează că procesul de precipitare se produce doar în cazul conținuturilor de 0,006—0,007 %, își are explicația probabil în particularitățile modului de elaborare a oțelului, și în primul rînd a modului de dezoxidare și denitrurare și de introducere a borului în oțel.

Spre deosebire de oțelurile cu bor, oțelul *E* (C-Cr-Ni) deși are după încălzirea la 900 °C diametrul mediu al grăuntelui mai mare decît al oțelurilor *B*, *C* și *D*, prezintă totuși o structură uniformă *(fig. 3b)*, net diferită de structura caracteristică creșterii preferențiale a grăunților.

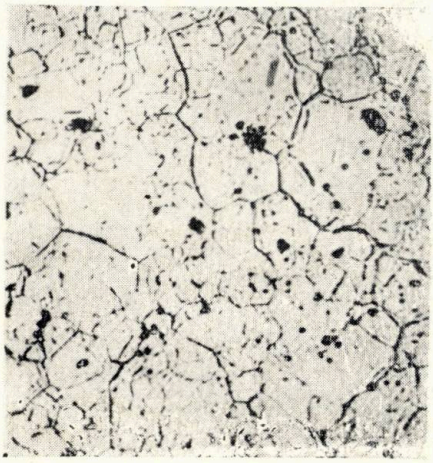
După încălzirea la 950 °C, structura oțelurilor cu bor devine mult mai uniformă *(fig. 2c)*, iar numărul grăunților mari crește, ceea ce determină creșterea diametrului mediu al grăunților la circa 70 μ. Deosebirea din punctul de vedere al omogenității dintre structurile oțelurilor cu bor și al oțelurilor fără bor începe să scadă, deși urme de creștere preferențială a unor grăunți se constată în cazul oțelurilor cu bor și după încălzirea la 950 și chiar la 1 000 °C *(fig. 2b* și *2d* — comparativ cu *fig. 3c* și *3d)*. După încălzirea la 1 000 °C se constată însă o creștere bruscă și a grăunților din oțelul *A*, paralel cu creșterea continuă a grăunților din oțelul *E*, astfel că atît diametrul mediu, cît și frecvența granulației tuturor celor cinci oțeluri studiate comparativ devin aproximativ asemănătoare. Acest fapt, corelat și cu faptul că diametrul mediu cu valoarea cea mai mare continuă să o aibă oțelul *E*, maschează întrucîtva diferența dintre modul de creștere uniformă a granulației în oțelurile fără bor și creșterea preferențială a grăunților în oțelurile cu bor.

Studiul efectuat cu ajutorul microscopului de temperaturi înalte a permis să se urmărească modul în care variază granulaţia austenitică în funcţie de temperatura de încălzire. Pentru aceasta, proba a fost încălzită timp de 1h la o anumită temperatură, după care temperatura de încălzire a fost ridicată cu 50°C, urmînd o nouă menţinere de 1h, apoi o nouă încălzire cu menţinere de 1h ş.a.m.d. Observarea comportării grăuntelui s-a făcut pe întreaga durată a încălzirii de la 850 la 1 000°C, iar fotografierea structurilor, obţinută la fiecare temperatură s-a efectuat la sfîrşitul perioadei de menţinere. Structura granulaţiei austenitice astfel obţinută este reprezentată în *figurile.4-7*. Observaţiile efectuate cu ajutorul microscopului la cald au arătat că într-adevăr modul de creştere a grăunţilor în oţelul cu bor sau în oţelurile fără bor este diferit. În cazul oţelurilor *A* şi *E*, în a căror compoziţie nu se găseşte bor, creşterea granulaţiei austenitice se realizează atît prin înglobarea grăunţilor mici în structura grăunţilor mari, lucru care se realizează în deosebi la temperaturile de 900—950°C, cît şi prin deplasarea rosturilor unora dintre grăunţii mari, constatată în deosebi la temperaturi mai ridicate de austenitizare *(fig.4* şi *7)*. La oţelurile cu bor *(B, C* şi *D-fig.5* şi *6)*, creşterea granulaţiei austenitice prin migraţiunea rosturilor este aproape imperceptibilă şi numai în zone izolate ale cîmpului observat, indiferent de temperatura la care s-a efectuat menţinerea. Singura variaţie a structurii austenitice constă în dispariţia grăunţilor mici în urma încălzirilor cu menţineri succesive la diferite temperaturi şi în formarea unor grăunţi mari ale căror rosturi par a nu avea nici o legătură directă cu vechile rosturi ale grăunţilor mici din care s-au format. Faptul că la aceste oţeluri nu s-a observat o deplasare a rosturilor grăunţilor în intervalul de temperaturi studiate constituie o dovadă a prezenţei pe rosturi a unor precipitări foarte fine de compuşi ai borului şi, posibil, şi ai titanului introdus pentru denitrurarea prealabilă. Aceste precipitări joacă în acest caz rolul de obstacole în calea migraţiunii rosturilor. Acest fapt este demonstrat şi prin aceea că în timp ce în cazul oţelurilor fără bor rosturile grăunţilor sînt rectilinii şi dispuse între ele sub un unghi de 120° *(fig.4* şi *7)*, caracteristice rosturilor cu viteze mari de deplasare, rosturile grăunţilor din oţelurile cu bor au un contur neregulat, determinat de obstacolele, respectiv de precipitările care le blochează deplasarea *(fig. 5* şi *6)*.

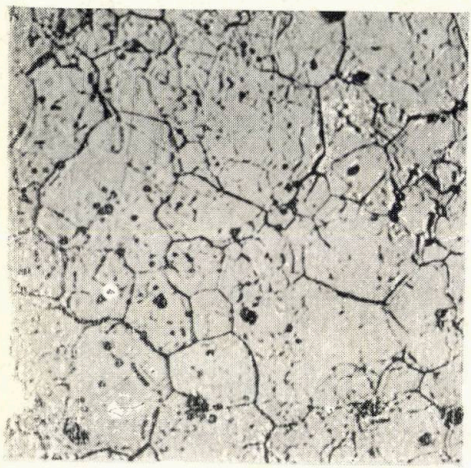
Dispariţia din structură a grăunţilor de dimensiuni mici, ale căror rosturi se şterg treptat de pe imaginea văzută la microscopul pentru temperaturi înalte, fără însă a se distinge deplasarea lor în spaţiu, s-a constatat în general la ridicarea temperaturii de încălzire de la 900 la 950°C şi, respectiv, la 1 000°C. Structura rezultată în urma dispoziţiei grăunţilor mici pare foarte stabilă şi nu suferă aproape nici o modificare odată cu creşterea în continuare a duratei de menţinere la o anumită temperatură de încălzire. Acest fapt a fost verificat în cadrul unor experienţe suplimentare, constînd din observarea variaţiei granulaţiei ln decursul unor menţineri timp de 200 min la diferite temperaturi. După cum se poate constata din *figura.8*, în cazul oţelurilor cu bor, granulaţia variază foarte puţin odată cu creşterea duratei de menţinere la 1 000°C de la 15 la 200 min, pe cînd în cazul oţelurilor fără bor *(fig.9)* rosturile grăunţilor se deplasează continuu, iar conturul grăunţilor devine tot mai regulat.



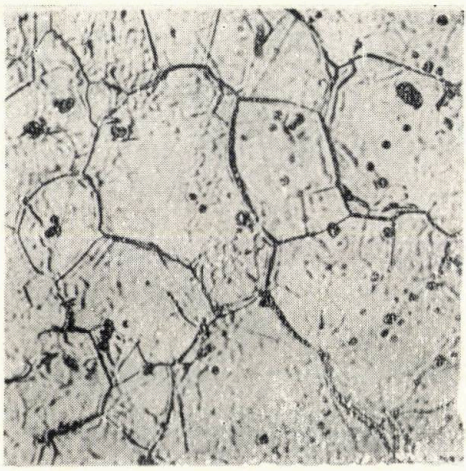
a



b

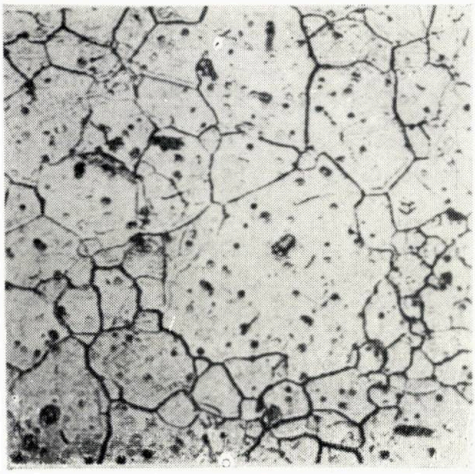


c

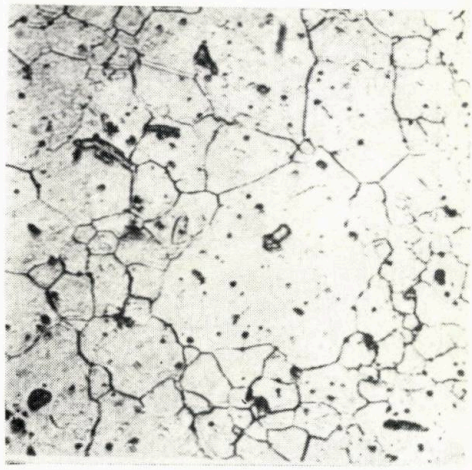


d

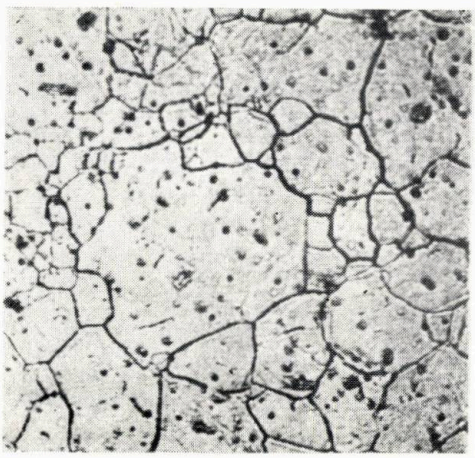
Fig. 4. — Granulația austenitică a oțelului A, obținută în urma menținerilor succesive timp de 1 h la temperaturile de 850(*a*), 900(*b*), 950(*c*) și 1 000 °C (*d*). 187 : 1.



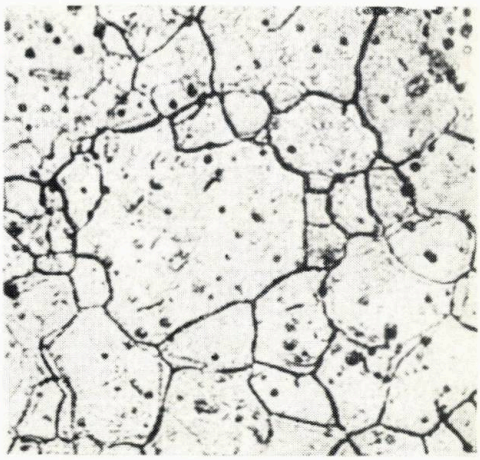
a



b

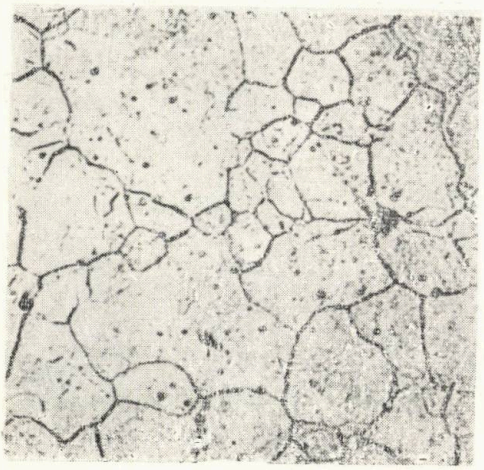


c

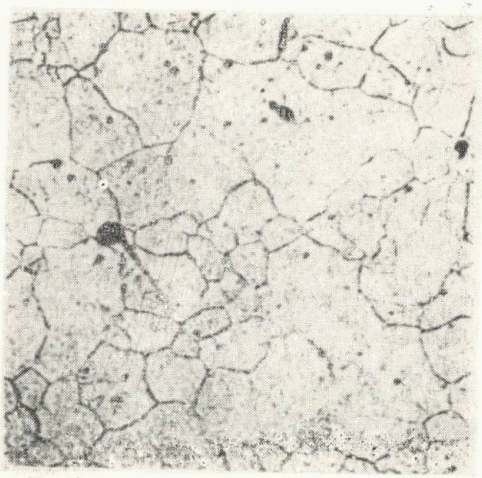


d

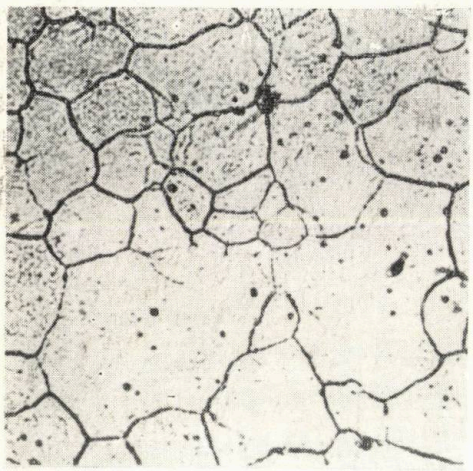
Fig. 5. — Granulația austenitică a oțelului B, obținută în urma menținerilor succesive timp de 1 h la temperaturile de 850(*a*), 900(*b*), 950(*c*) și 1 000 °C (*d*). 187 : 1



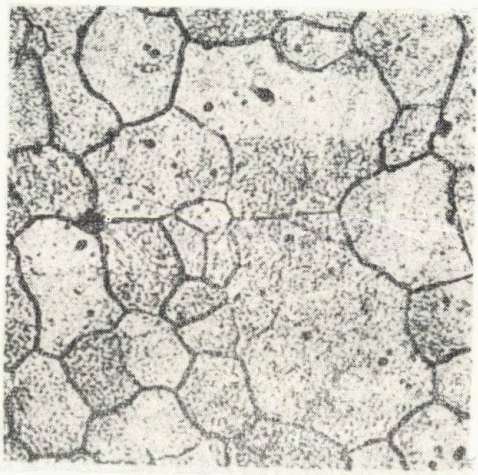
a



b

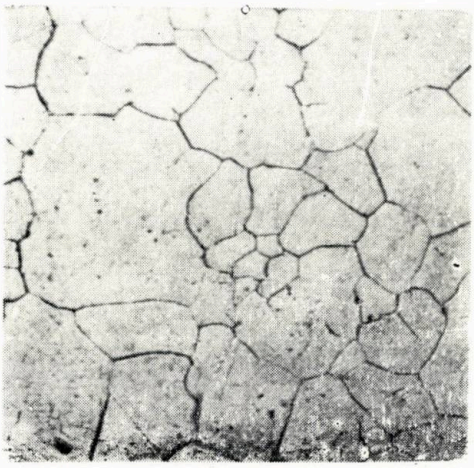


c

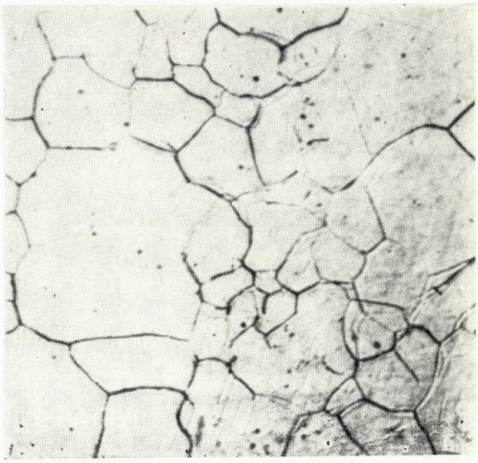


d

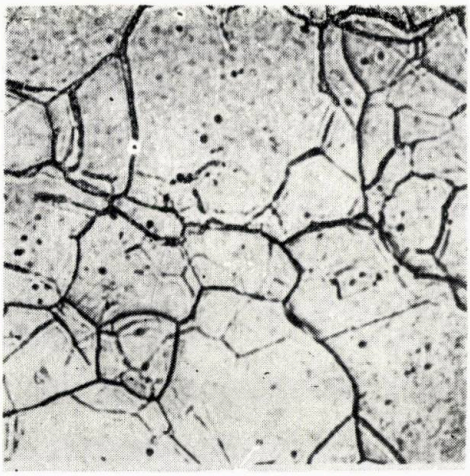
Fig. 6. — Granulația austenitică a oțelului C, obținută în urma menținerilor succesive timp de 1 h la temperaturile de 850(*a*), 900(*b*), 950(*c*) și 1 000 °C(*d*). 187 : 1.



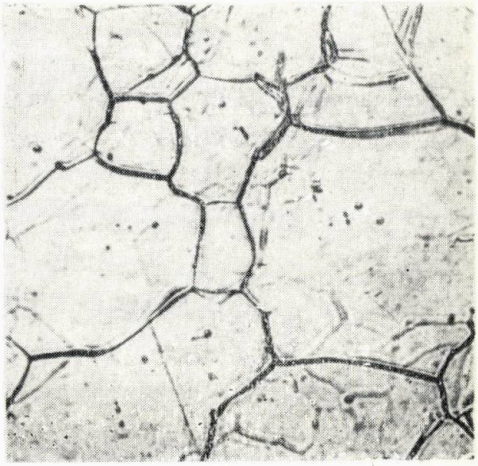
a



b

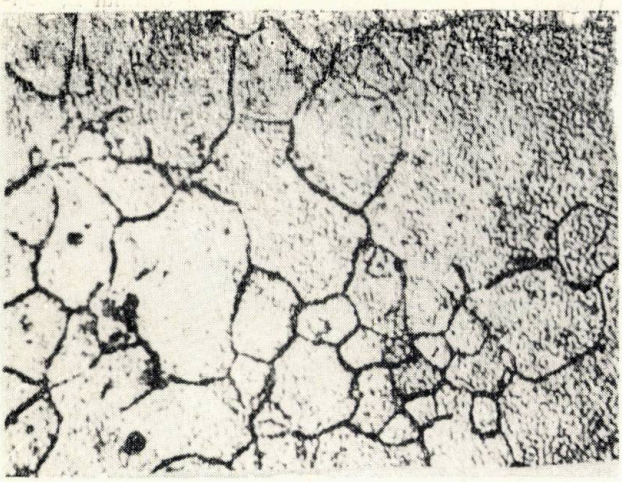


c

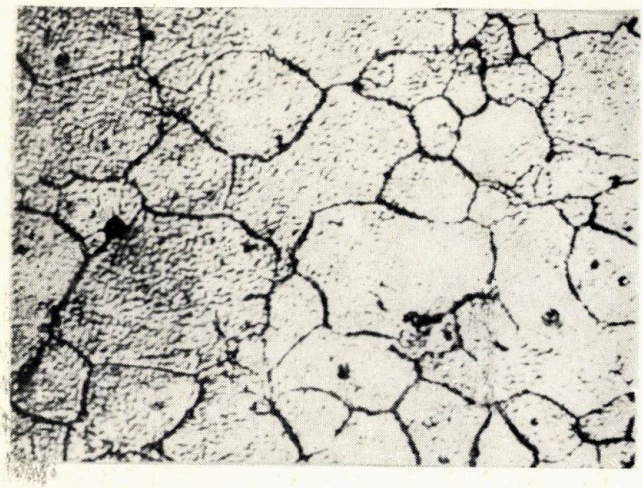


d

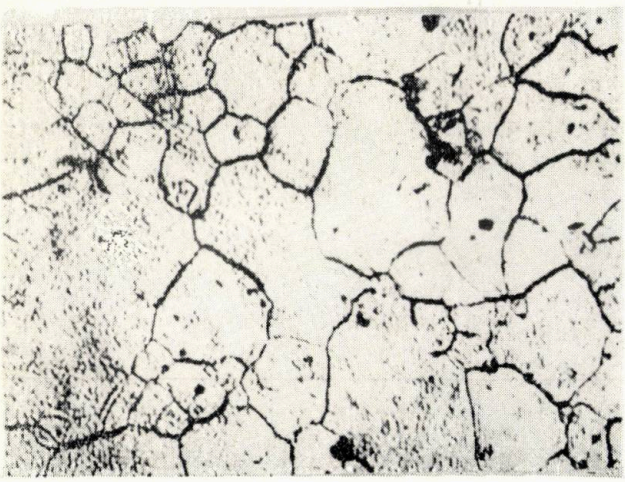
Fig. 7. — Granulația austenitică a oțelului E, obținută în urma menținerilor succesive timp de 1 h la temperaturile de 850(*a*), 900(*b*), 950(*c*) și 1 000 °C(*d*). 187 : 1.



a



b

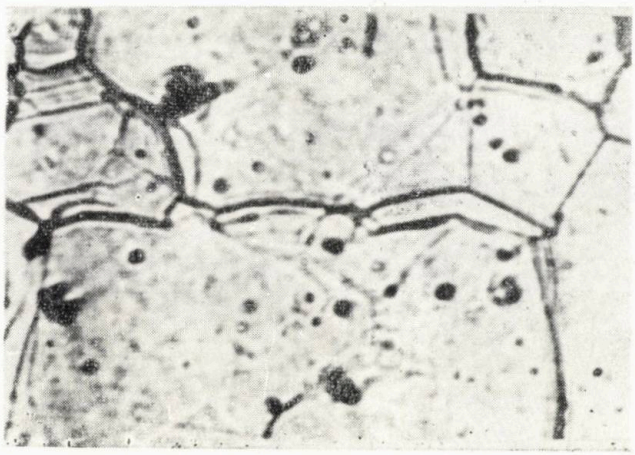


c

Fig. 8. — Granulația austenitică a oțelului C, obținută în urma încălzirii la 1 000 °C și a menținerii la această temperatură timp de 15 min(*a*), 80 min(*b*) și 200 min(*c*). 187 : 1.

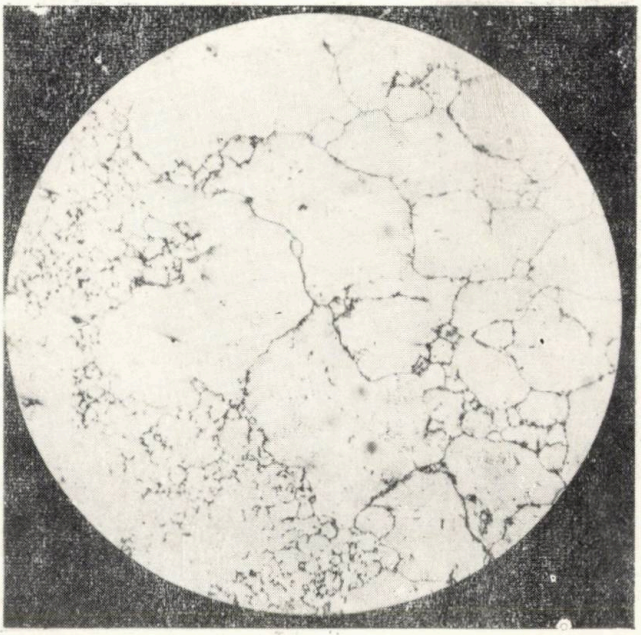
a

b

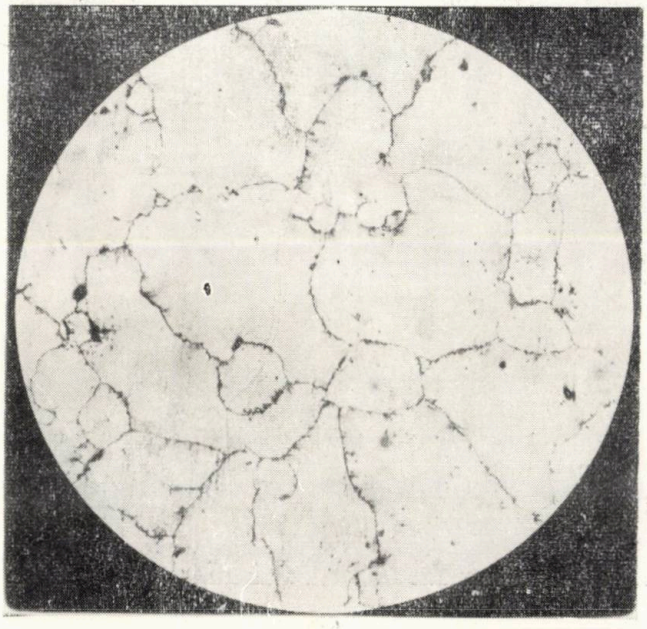


c

Fig. 9. — Granulația austenitică a oțelului E, obținută în urma încălzirii la 1 000 °C și a menținerii la această temperatură timp de 15 min(*a*), 80 min(*b*) și 200 min(*c*). 187 : 1.

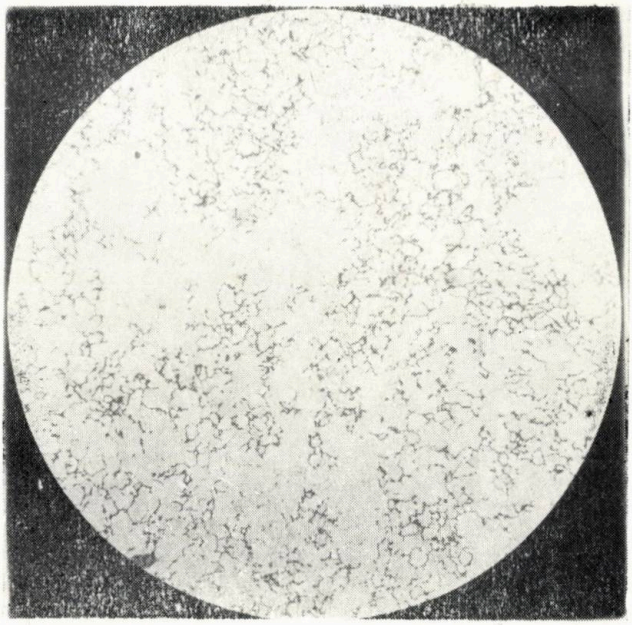


a

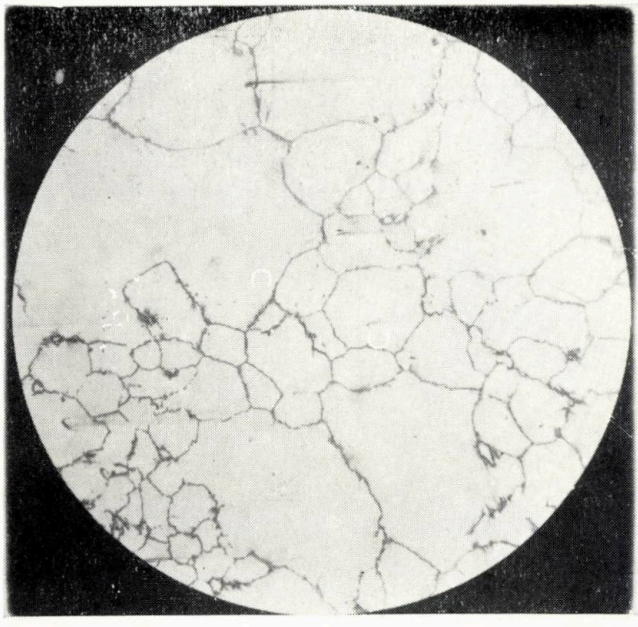


b

Fig. 11. — Granulația austenitică a oțelului G, obținută în urma încălzirii timp de 8 h la temperaturile de 900(*a*), și 1 050 °C(*b*). 100 : 1

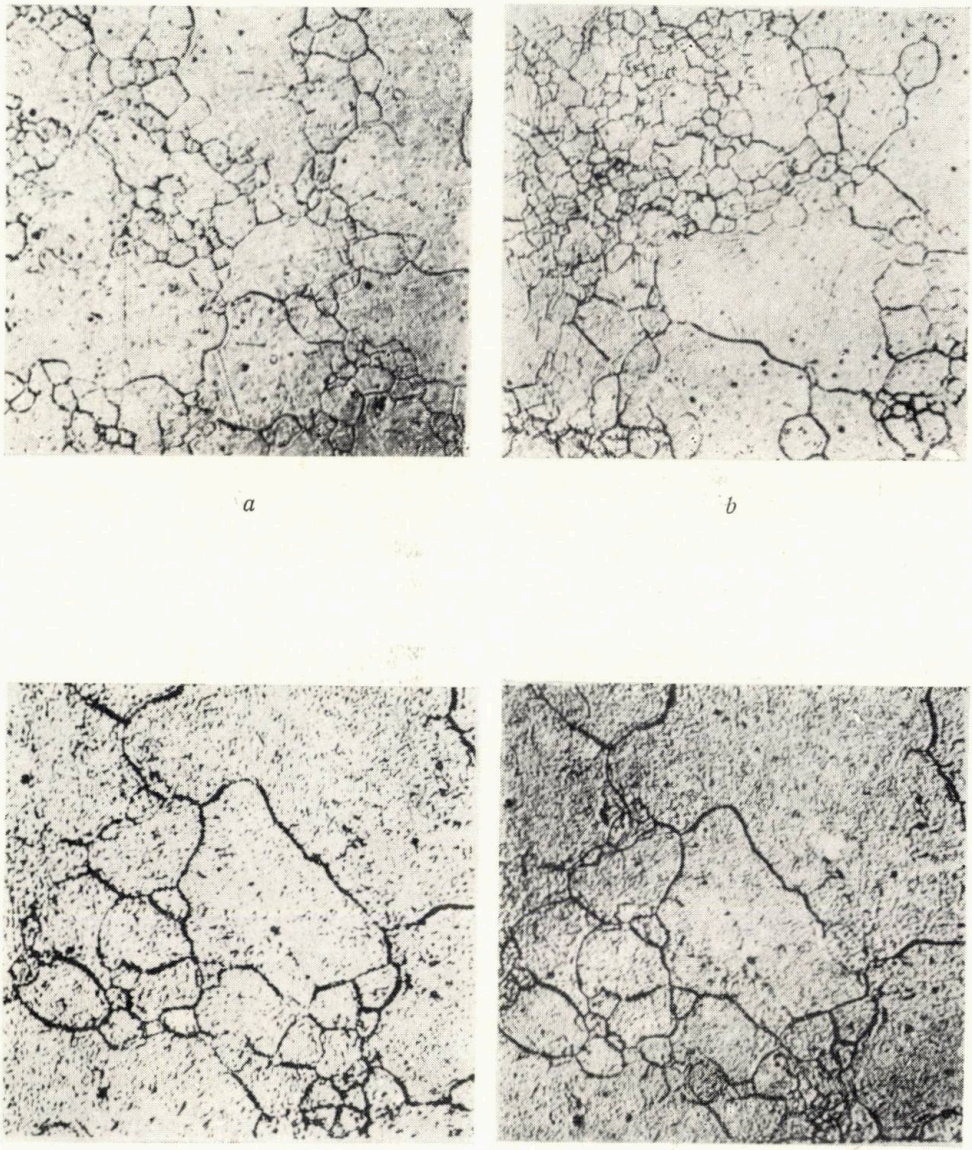


a



b

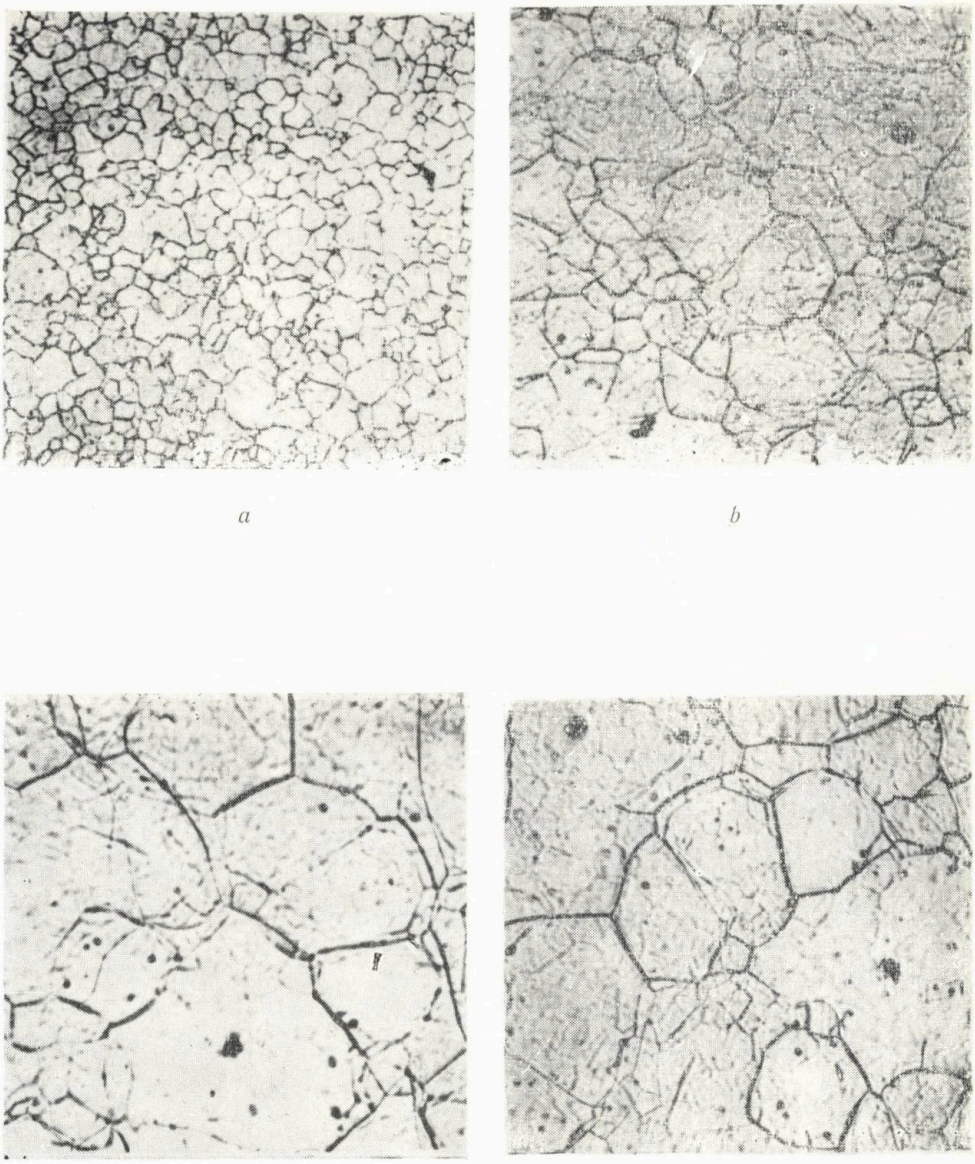
Fig. 12. — Granulația austenitică a oțelului I, obținută în urma încălzirii timp de 8 h la temperaturile de 900(*a*), și 1 050 °C(*b*). 100 : 1



a *b*

c *d*

Fig. 13. — Granulația austenitică a oțelului H, obținută în urma menținerilor succesive timp de 1 h la temperaturile de 900(*a*), 950(*b*), 1 000(*c*) și 1050 °C(*d*). 187 : 1.



a *b*

c *d*

Fig. 14. — Granulația austenitică a oțelului I, obținută în urma menținerilor succesive timp de 1 h la temperaturile de 900(*a*), 950(*b*), 1 000(*c*) și 1050 °C(*d*). 187 : 1.

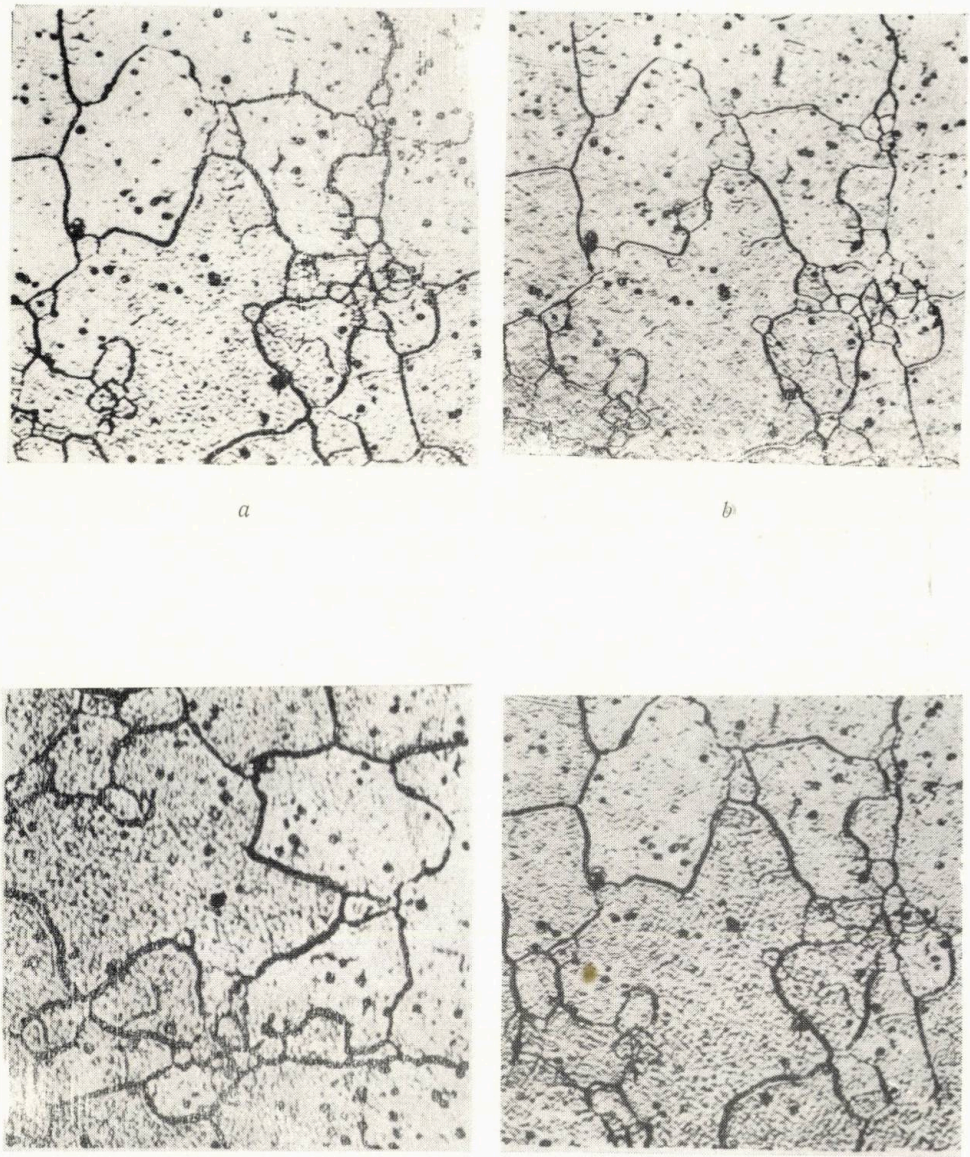
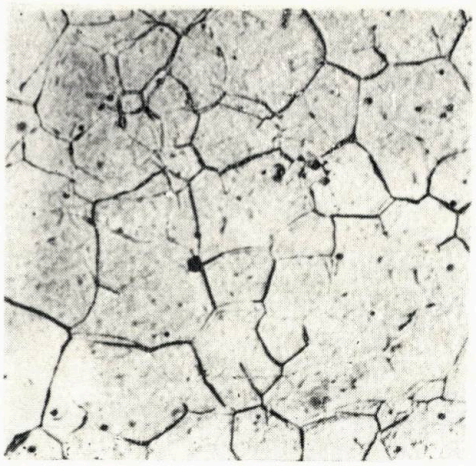
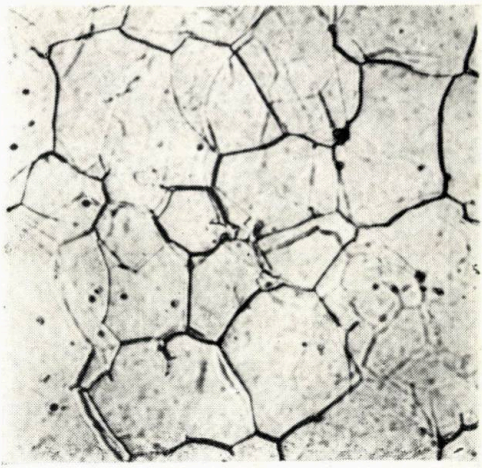


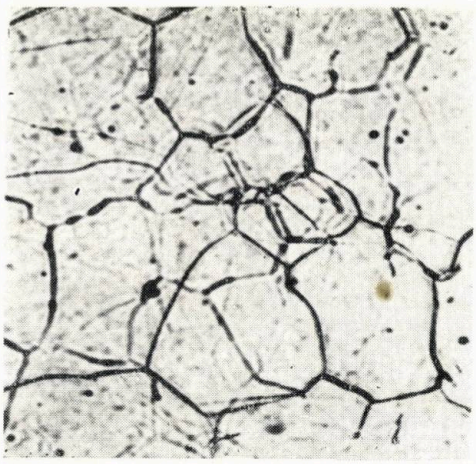
Fig. 15. — Granulația austenitică a oțelului H, obținută în urma încălzirii la 1 000 °C și a menținerii la această temperatură timp de 10 min(*a*), 70 min (*b*), 130 min(*c*) și 320 min(*d*). 187 : 1.



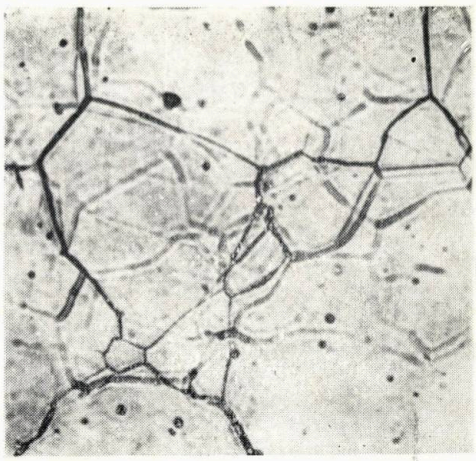
a



b



c



d

Fig. 16. — Granulația austenitică a oțelului I, obținută în urma încălzirii la 1 000 °C și a menținerii la această temperatură timp de 10 min(*a*), 70 min(*b*), 130 min(*c*), 320 min(*d*). 187 : 1.

Cercetările întreprinse pe o grupă de patru oțeluri cu circa 0,2%C, dintre care două oțeluri cu bor și alte două fără bor în compoziția lor *(tabela 1)*, au confirmat observațiile constatate la oțelurile cu circa 0,4%C, cu sau fără bor, în ceea ce privește atît influența borului asupra tendinței de creștere a grăuntelui austenitic, cît și modul de variație a granulației austenitice o dată cu creșterea duratei de menținere la încălzire sau a temperaturii de încălzire *(tabela 3* și *figurile 10-16)*.

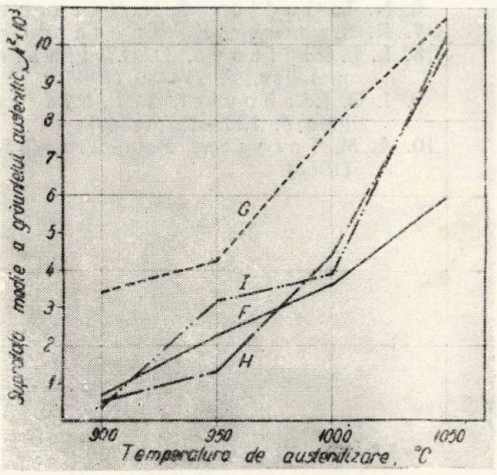


Fig. 10. — Variația suprafeței medii a grăuntelui austenitic în funcție de temperatura de austenitizare a oțelurilor cu circa 0,2% C.

CONCLUZII

Studiile efectuate asupra comportării grăuntelui austenitic la încălzire permit să se afirme că într-adevăr oțelurile aliate cu bor prezintă o susceptibilitate la supraîncălzire mai accentuată decît la oțelurile fără bor. Această tendință se manifestă însă nu atît prin creșterea diametrului mediu al grăuntelui austenitic, cît mai ales prin obținerea în urma încălzirilor la anumite temperaturi a unei structuri neuniforme, alcătuită dintr-o cantitate mare de grăunți fini și un număr mai mic de grăunți foarte mari.

Cercetările efectuate la microscopul pentru temperaturi înalte privind comportarea granulației la încălzire au arătat că, în cazul oțelurilor cu bor, creșterea grăuntelui austenitic nu se realizează după mecanismul obișnuit de deplasare a rosturilor grăunților, ci prin înglobarea, prin dispariția rosturilor, a grăunților mici în grăunți mari. Variația în acest fel a granulației pare a fi determinată de prezența pe rosturile grăunților de austenită a unor precipitări de compuși ai borului și, posibil, ai titanului, care blochează deplasarea rosturilor și favorizează creșterea preferențială numai a anumitor grăunți.

BIBLIOGRAFIE

1. W. Terge Steel, *23*, 49—56 (1947)
2. P. R. Jurey Metal Progress, *σ2*, *1*, 29—37 (1951)
3. J. Field. Metal Progres, *64*, *2*, 78—89 (1953)
4. K. N. Görlich. Archiv für das Eisenhüttenwesen, *12*. 731—742 (1959)
5. R. B. Korbett A. S. Williams, The Iron Age, *15*, 54 (1945).

6. N. T. Gudţov T. N. Nazarova, Izv. AN SSSR OTN, *3*, 386 (1950).
7. R. Scherer K. Bungardt, Revue de Métallurgie. *1 2*. 73—94 (1953).
8. L. L. Piatcova, O. D. Jijakina, Metallovedenie i termiceskaia obrabotka metallov, *5*, 27—30 (1958).
9. I. G. Liahovici, L. L. Piatcova, Izvestia VUZ. seria Ciornaia metallurghia *8*, 120—127 (1960).
10. A. M. Tarasov, Metallovedenie i termiceskaia obrabotka metallov *1*, 17—20 (1958).

Lucrare predată la 13 aprilie 1970

CERCETĂRI PRIVIND STRUCTURA ŞI PROPRIETĂŢILE ALIAJULUI DE CUPRU CU 10% ALUMINIU CĂLIT ŞI REVENIT, DUPĂ DEFORMARE PLASTICĂ PREALABILĂ

LUCIA CINCĂ
Institutul politehnic Bucureşti

În lucrarea de faţă s-a studiat influenţa tratamentului termomecanic asupra proprietăţilor mecanice ale bronzului cu 10% Al şi modificările structurale care se produc în aliaje în cursul tratamentului. Pentru aliajele din sistemul Cu-Al situate în domeniul bifazic, din care face parte şi aliajul studiat, literatura de specialitate indică doar unele îmbunătăţiri ale proprietăţilor prin tratament termic.

Aliajul a fost deformat plastic şi călit la 800, 850 şi 900°C şi supus apoi revenirii în intervalul 350 — 550°C. Deşi după călire la 800°C aliajul conţine nu numai martensită β', dar şi fază proeutectoidă α, s-a studiat şi această temperatură, pentru a se vedea influenţa prezenţei fazei α asupra proprietăţilor aliajului, asfel ca tratamentul să poată fi aplicat practic mai uşor,

Rezultatele obţinute arată că tratamentul termomecanic se dovedeşte eficient şi în cazul bronzului cu 10% Al. Prin deformare plastică şi călire urmată de revenire, se constată în comparaţie cu caracteristicile acestui aliaj extrudat, aşa cum se utilizează în momentul de faţă, creşterea rezistenţei la rupere de la 45 la 70 — 75kgf/mm², concomitent cu o îmbunătăţire a plasticităţii materialului de la A=20 la A=24—26%,

Modificările structurale care se produc în aliaj prin tratament termomecanic sînt importante şi concordă cu variaţiile de proprietăţi menţionate.

Cunoscute de multă vreme, aliajele de cupru cu aluminiu constituie şi în momentul de faţă un domeniu extrem de interesant de studiu. Acest lucru se datoreşte, pe de-oparte, faptului că aliajele Cu-Al care întrunesc proprietăţi mecanice ridicate asociate unei bune rezistenţe la coroziune, îşi găsesc o largă utilizare în diverse domenii ale tehnicii, iar pe de altă parte faptului că sistemul de aliaje Cu-Al este un domeniu practic inepuizabil de cercetare, datorită transformărilor complexe care se petrec în aceste aliaje sub influenţa diferiţilor factori.

Aliajele Cu-Al utilizate practic în stare de echilibru *(fig.1)* [1] sînt fie aliaje monofazice cu pînă la 9,4% Al alcătuite din soluţia solidă α cu reţea cristalină

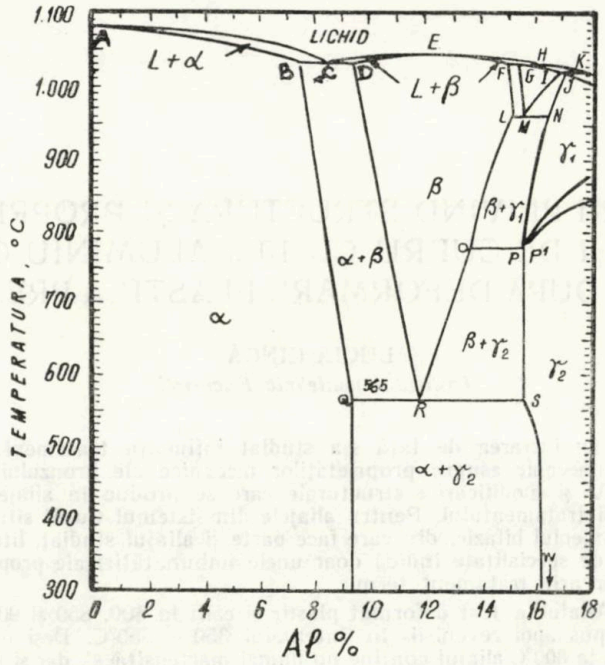


Fig. 1. — Diagrama de echilibru Cu-Al [1].

cubică cu feţe centrate, fie aliaje bifazice cu un conţinut de aluminiu de peste 9,4%, alcătuite din soluţia solidă α şi o altă fază, denumită în momentul de faţă γ_2. La un conţinut de aluminiu mai mare de 9,4% şi la temperaturi mai mari de 565°C este stabilă faza β, care, la un conţinut de 11,8% Al şi la 565°C, se transformă eutectoid într-un amestec mecanic de $\alpha+\gamma_2$, cu aspect microscopic similar perlitei din oţeluri. Soluţia solidă α suferă de asemenea o transformare de ordonare $\beta\rightarrow\beta_1$, pentru ca la temperaturi mai mici de 385°C după unii autori [2] sau 363°C, după alţii [3], să apară diferiţi constituenţi aciculari similari martensitei din oţeluri. Natura acestor constituenţi mai mult sau mai puţin stabili este încă subiect de discuţie şi un domeniu de studiu extrem de interesant [3]. În orice caz, prezenţa unei faze martensitice a fost semnalată încă din 1932 de Kurdinmov în aliajele cu mai puţin de 13% Al [4]. În momentul de faţă se pare că s-a ajuns la un consens in ceea ce priveşte existenţa a trei tipuri de martensită rezultată prin transformarea soluţiei solide β [5] :

- o martensită β' dezordonată cu reţea cubică cu feţe centrate ;
- o martensită tetragonală ordonată β_1', la un conţinut de aluminiu de 11% ;
- o martensită ordonată cu macle interne γ', la un conţinut de aluminiu mai mare de 13%.

Dacă diagramele de transformare izotermă pentru o serie de aliaje din sistemul Cu-Al, precum și pentru unele aliaje complexe Cu-Al cu alte elemente de aliere (Fe, Ni, Mn) sînt în general cunoscute [6]—[9], diagramele de transformare la răcire continuă sînt mai puțin studiate [10], [11]. În ceea ce privește tratamentele termice aplicabile aliajelor din sistemul Cu-Al, sînt și mai puține date în literatura de specialitate [12]—[14]. Rezultatele încercărilor efectuate pînă în momentul de față, în legătură cu tratamentul termic (călire urmată de revenire) al aliajelor de tipul BzAl10, arată că este posibilă îmbunătățirea sensibilă a proprietăților mecanice. Astfel, prin călire de la 825 la 900°C în apă cu sare urmată de revenire în domeniul 520-560°C, rezistența la rupere atinge valori de circa 85-90 kgf/mm², iar duritatea HB 230-260 kgf/mm² la alungiri de circa 5-10% [12]. Durificarea bronzului cu 10% Al prin revenire, și influența elementelor de adaos asupra fenomenului de durificare sînt menționate și în alte lucrări [13], [14]. Se constată însă că mărirea rezistenței la rupere și a durității este însoțită de micșorarea caracteristicilor de plasticitate. Din această cauză și avînd în vedere caracterul particular al transformărilor de fază care se produc în aliaje din sistemul Cu-Al, apare interesantă influența și a altor factori, cum ar fi deformarea plastică, asupra acestor transformări, și deci și asupra proprietăților.

Se știe că diferența dintre rezistența teoretică și cea reală a materialelor metalice este determinată de prezența în cristal a defectelor de rețea [15]-[17], [4]. Dintre metodele de mărire a rezistenței metalelor și aliajelor, o largă răspîndire au căpătat metodele bazate pe crearea unei densități mari de defecte de rețea și a unei distribuții specifice a acestora. Mărirea densității de imperfecțiuni se poate realiza, pe de-oparte, utilizînd deformarea plastică (energia mecanică), și pe de altă parte, utilizînd acțiunea temperaturii (energia termică) pentru redistribuirea imperfecțiunilor în rețeaua cristalină și stabilizarea structurii [18]. Dar mărirea rezistenței materialelor metalice se poate obține în modul cel mai eficace combinînd aceste două posibilități, ceea ce constituie de fapt baza tratamentelor termomecanice. Tratamentul termomecanic trebuie înțeles ca un complex de operații de deformare plastică, încălzire și răcire (în diferite succesiuni), în urma cărora formarea structurii finale a materialului metalic are loc în condițiile unei densități crescute de imperfecțiuni de rețea create de deformarea plastică [19]. Dacă în ceea ce privește aliajele cu bază de fier în special, de titan, nichel, aluminiu și alte metale, rezultatele tratamentului termomecanic într-o multitudine de variante sînt în marea lor majoritate deosebit de importante, acest tratament fiind utilizat în mod industrial, în cazul aliajelor de cupru posibilitatea aplicării tratamentului termomecanic este mai puțin studiată. În ceea ce privește aliajele din sistemul Cu-Al, datele din literatura de specialitate arată că tratamentul termomecanic s-a aplicat numai în cazul aliajelor din domeniul monofazic. Deformarea plastică la rece, urmată de recoacere sub temperatură de recristalizare, duce în cazul acestor aliaje la creșterea importantă a limitei de elasticitate, la înlăturarea practic completă a anizotropiei, la stabilizarea structurii [19]-[23].

Avînd în vedere influența tratamentului termic asupra proprietăților bronzului cu 10% Al și ținînd seama de transformările de fază complexe (martensitică,

ordine-dezordine, eutectoidă) care se produc în acest aliaj sub influenţa temperaturii, am considerat că nu este lipsit de interes să studiem care va fi influenţa combinării tratamentului termic cu deformarea plastică, cu alte cuvinte cum va influenţa tratamentul termomecanic proprietăţile mecanice ale acestui aliaj.

ÎNCERCĂRI EXPERIMENTALE ŞI REZULTATELE OBŢINUTE

Materialul folosit pentru încercări a fost un bronz cu 10% Al (Bz Al 10 STAS 203-59) sub formă de bare extrudate.

Pentru a se stabili mai exact temperatura de trecere din domeniul $\alpha+\beta$ în domeniul β, o serie de probe au fost încălzite la diferite temperaturi în intervalul 700—1 000°C cu menţinere pentru omogenizare de două ore şi călite în apă cu 10% NaCl. S-a măsurat apoi duritatea şi s-a studiat aspectul microscopic. Valorile durităţii arată că temperatura de 850°C reprezintă pentru acest aliaj temperatura de trecere din domeniul $\alpha+\beta$ în domeniul β. Duritatea creşte cu temperatura de călire pînă la 850°C, iar în intervalul 850-975°C ea se menţine practic constantă *(fig.2)*. La temperatura de 1 000°C (temperatură foarte apropiată de curba solidus), materialul a suferit un început de topire, iar duritatea înregistrează o scădere de ordinul a 25 kgf/mm².

Transformările structurale care se produc în acest interval de temperatură concordă cu variaţiile de duritate. După călire de la diferite temperaturi în intervalul 700-1 000°C se observă o scădere continuă a cantităţii de soluţie solidă α, iar de la 850°C aliajul este alcătuit numai din martensită β' cu aspect acicular caracteristic *(fig.3-a, b, c, d, e)*.

Deoarece intervalul de temperatură în care este stabilă faza β pentru acest aliaj este relativ îngust, iar variaţia de solubilitate cu temperatura este mică, deci, cantitatea de fază α la temperaturi mai mici de 850°C este redusă pentru

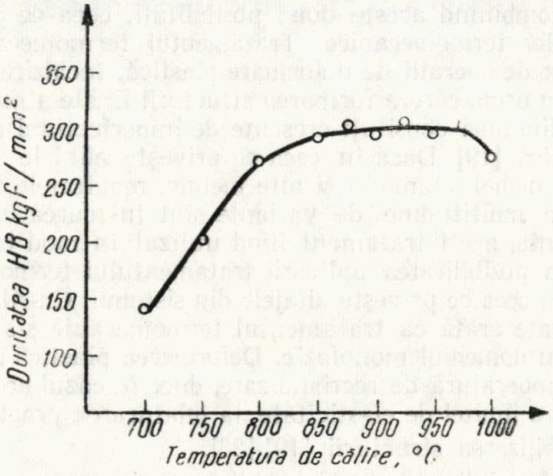
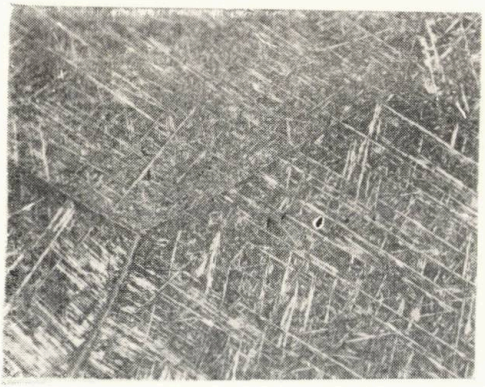


Fig. 2. — Variaţia durităţii aliajului în funcţie de temperatura de călire.

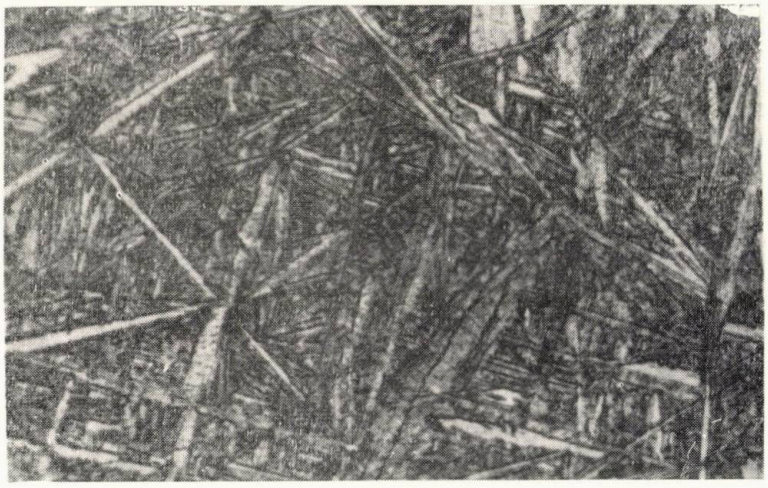
a

b



c

d



e

Fig. 3. — Aspectul microscopic al aliajului după călire de la diferite temperaturi:
a — călire de la 700 °C × 150; *b* — călire de la 800 °C × 150; *c* — călire de la 850 °C × 150; *d* — călire de la 950 °C × 150; *e* — călire de la 950 °C × 1 000.

un interval destul de mare de temperaturi, am considerat că este util să se studieze comportarea acestui aliaj şi în cazul în care încălzirea pentru deformare plastică şi călire în cadrul tratamentului termomecanic se efectuează în domeniul $\alpha+\beta$, cu o cantitate foarte mică de fază prezentă α, în aceste condiţii tratamentul fiind mai uşor de aplicat. De aceea au fost alese ca temperaturi de deformare plastică şi de călire temperaturile de 800, 850 şi 900°C.

În felul acesta, probele au fost încălzite la temperaturile respective cu menţinere pentru omogenizare de două ore. Materialul a fost supus apoi unei deformări plastice prin laminare cu un grad de deformare de 50% la aceeaşi temperatură şi călit în apă cu 10% NaCl. Măsurătorile efectuate asupra duratei de laminare (din momentul scoaterii probelor din cuptor pînă în momentul călirii) au arătat că aceasta nu depăşeşte 5—7s. Înseamnează că, practic. temperaturile de călire au fost aceleaşi.

După călire, probele au fost supuse unei reveniri la 350, 400, 450, 500 şi 550°C, cu menţinere de două ore şi răcire în apă. S-au determinat proprietăţile mecanice (rezistenţa la rupere, alungirea specifică, gîtuirea, rezilienţa şi duritatea) şi s-a studiat aspectul microscopic atît după deformare plastică şi călire, cît şi după revenire. Rezultatele sînt date în *tabelele 1* şi *2*.

Aşa cum rezultă din datele obţinute, după deformare plastică şi călire, proprietăţile de rezistenţă şi de duritate îndeosebi cresc cu temperatura, în timp ce rezilienţa în special şi caracteristicile de plasticitate scad. În ceea ce priveşte modificările structurale observate la microscopul optic, acestea sînt similare cu cele care se produc în aliaj prin călire de la diferite temperaturi fără deformare plastică anterioară şi explică variaţia menţionată de proprietăţi. Structura microscopică însă a materialului deformat plastic şi călit în comparaţie cu cea a materialului călit fără deformare plastică anterioară arată că, la temperaturi situate în domeniul $\alpha+\beta$, atît faza proeutectoidă α, cît şi martensita β' prezintă un grad mai mare de finete pentru materialul deformat plastic înainte de călire *(fig.4)*. De asemenea,

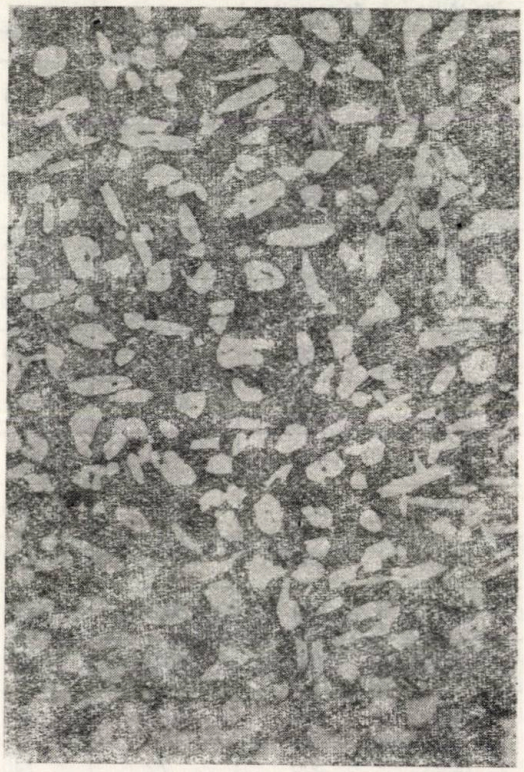


Fig. 4. — Aspectul microscopic al aliajului deformat plastic şi călit de la 800 °C × 150.

Tabela 1

Valorile proprietăților mecanice ale aliajului BzAl 10 după deformarea plastică și călire

Temperatura de călire °C	Proprietățile mecanice				
	R kgf/mm²	HB kgf/mm²	KCU kgf/mm²	A5 %	Z %
900	73,6	275	2,9	5,2	11
850	77,3	197	6,3	3,4	8,3
800	68,8	187	6,6	11,1	14

Tabela 2

Valorile proprietăților mecanice ale aliajului BzAl 10 după revenire

Temperatura de călire °C	Temperatura de revenire °C	Proprietățile mecanice				
		R kgf/mm²	HB kgf/mm²	KCU kgf/mm²	A5 %	Z %
900	350	76	266	0,87	4,3	6
900	400	69,3	211	2,2	7,1	9,3
900	450	64,9	197	—	10,9	11
900	500	69,7	187	3,2	17	27
900	550	72,2	172	7,8	24,1	35,8
850	350	87	269	0,7	5,7	9
850	400	69,6	224	1,2	—	—
850	450	72	217	1	8,3	10,1
850	500	74	185	2,5	12,8	20,2
850	550	71	152	6,1	21,9	39,2
800	350	80,3	224	2,1	3,3	6
800	400	70,2	217	1,5	8	13
800	450	70,2	204	1,8	9,7	18,2
800	500	72	145	1,7	12,2	16
800	550	70,7	152	6,9	26,2	40,2

călirea după deformare plastică din domeniul β duce la obținerea unui grăunte cristalin de dimensiuni mai mici și la o martensită β' mai fină decît în cazul călirii fără deformare plastică anterioară. Fără îndoială că deformarea plastică influențează transformările structurale care se produc în material în mai mare măsură, dar aceasta se referă în deosebi la structura fină a materialului. De altfel, valorile diferitelor proprietăți obținute prin revenire confirmă acest lucru, în sensul că este vorba nu numai de modificări de ordinul cantitativ, ci mai ales de transformări sensibile de structură influențate de deformarea plastică. Rezultă deci că în procesul de revenire se produc modificări importante de structură și deci de proprietăți.

Pentru toate temperaturile de deformare plastică și de călire, variația proprietăților mecanice cu temperatura de revenire este în principal similară, iar diferențele dintre valorile acestora pentru diferite temperaturi de călire la aceleași temperaturi de revenire sînt relativ mici. Creșterea temperaturii de revenire duce la scăderea importantă a durității, în special pentru aliajul călit de la 850 și 900°C și mai ales la începutul intervalului de temperatură (350-400 °C). La temperaturi mai mari de revenire, scăderea mai accentuată de duritate se constată mai ales la aliajul călit de la 800°C *(fig.5)*.

În legătură cu variația durității în procesul de revenire trebuie subliniat că prezența fazei α proeutectoide determină, se pare, modificări importante. Dacă pentru aliajul călit de la 900°C duritatea scade continuu cu temperatura, pentru celelalte temperaturi de călire curbele de variație a durității cu temperatura de revenire prezintă inițial o creștere a acesteia. Duritatea aliajului călit la 800 și 850°C și revenit la 350°C este mai mare decît duritatea acestuia după călire. Înseamnează deci că revenirea la temperaturi mai mici de 350°C este înso-

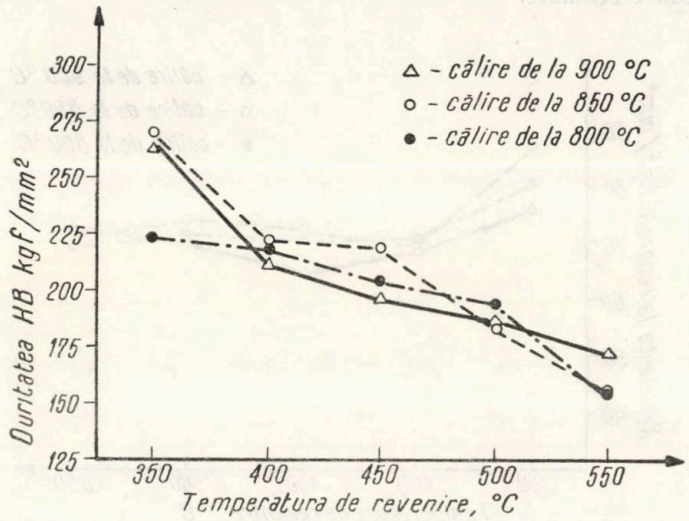


Fig. 5. — Variația durității aliajului în funcție de temperatura de revenire.

ţită de fenomenul de durificare, constatat de altfel la bronzurile cu aluminiu şi cu adaos de Ni, Fe sau Mn [14]. Din acest punct de vedere apare interesantă studierea comportării aliajului şi la temperaturi joase de revenire, mai ales cînd este vorba de proprietăţi ridicate de duritate şi rezistenţă.

Ca şi în cazul durităţii, în variaţia rezistenţei la rupere în funcţie de temperatura de revenire se remarcă o creştere a acesteia după revenire la 350°C. Rezistenţa la rupere scade apoi după revenire la 400°C, pentru ca în continuare să se menţină practic constantă sau să crească uşor în cazul aliajului călit la 900°C *(fig.6)*. În final se obţin valori ridicate ale rezistenţei la rupere (peste 70 kgf/mm²) în comparaţie cu rezistenţa la rupere a materialului extrudat, aşa cum se livrează în momentul de faţă şi pentru care normele STAS impun o rezistenţă la rupere de 45kgf/mm².

În ceea ce priveşte rezilienţa, creşterea importantă a acesteia se remarcă în special la temperaturi ridicate de revenire (500 — 550°C) *(fig.7)*.

Importante modificări se produc în procesul de revenire în variaţia caracteristicilor de plasticitate. Alungirea şi gîtuirea prezintă o creştere continuă cu temperatura de revenire, atingînd la 550°C pentru aceeaşi rezistenţă ridicată, valori de circa 25% pentru alungire şi 35-40% pentru gîtuire *(fig.8* şi *9)*. Dacă comparăm aceste valori cu cele indicate de STAS pentru aliajul extrudat (A= 20%), influenţa tratamentului termomecanic este evidentă. Valorile caracteristicilor mecanice realizate prin tratament termomecanic sînt net superioare şi celor obţinute prin tratament termic şi indicate în literatura de specialitate [12].

Figurile 10, 11 şi *12* ilustrează variaţia caracteristicilor mecanice studiate, în funcţie de temperatura de revenire pentru cele trei temperaturi de deformare plastică şi călire studiate.

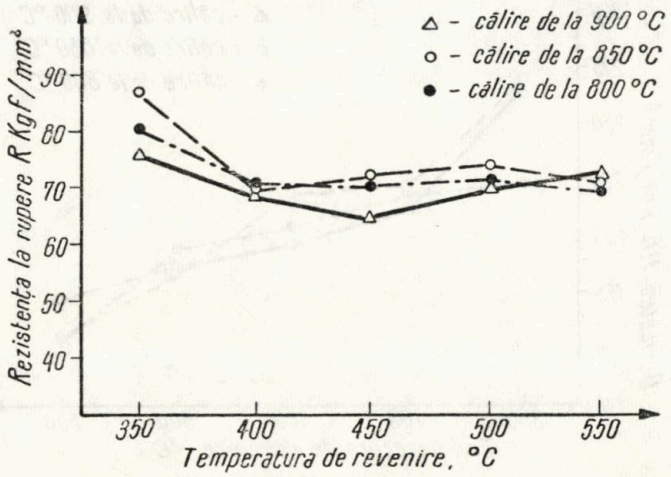


Fig. 6. — Variaţia rezistenţei la rupere a aliajului în funcţie de temperatura de revenire

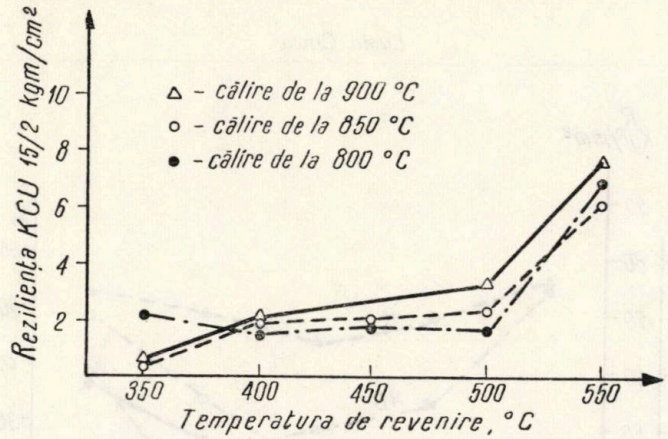


Fig. 7. — Variaţia rezilienţei aliajului în funcţie de temperatura de revenire.

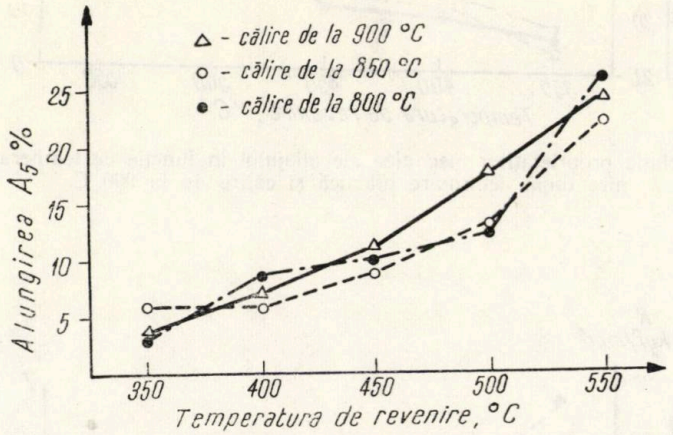


Fig. 8. — Variaţia alungirii aliajului în funcţie de temperatura de revenire.

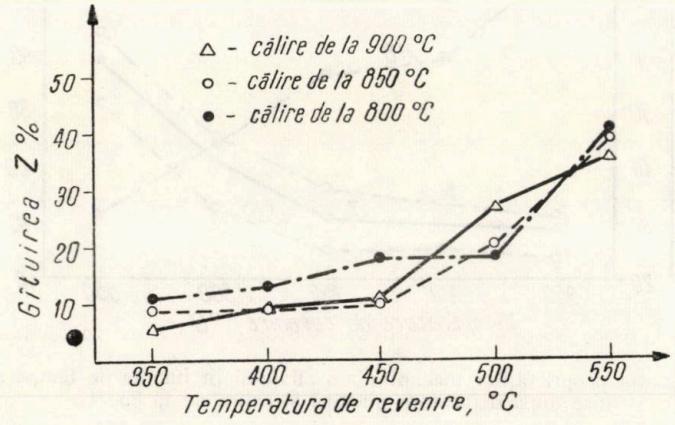


Fig. 9. — Variaţia gîtuirii aliajului în funcţie de temperatura de revenire.

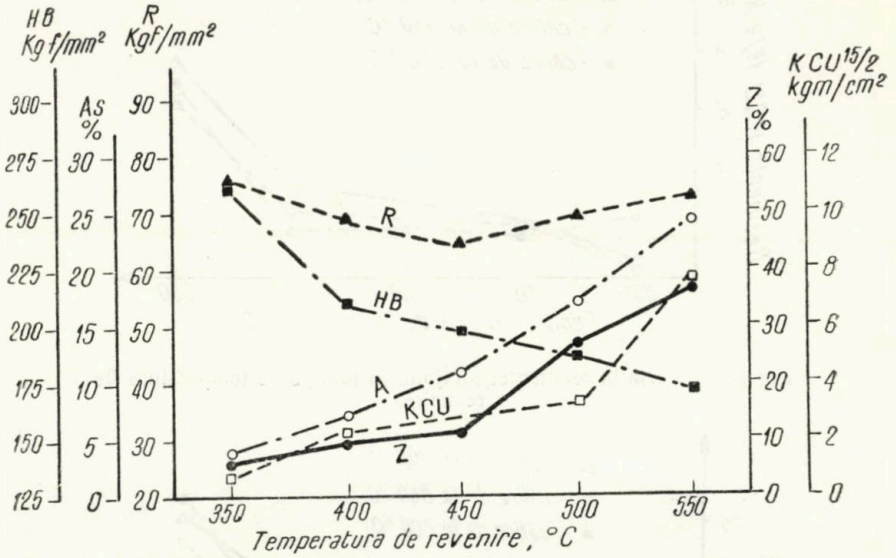


Fig. 10. — Variația proprietăților mecanice ale aliajului în funcție de temperatura de revenire după deformare plastică și călire de la 900 °C.

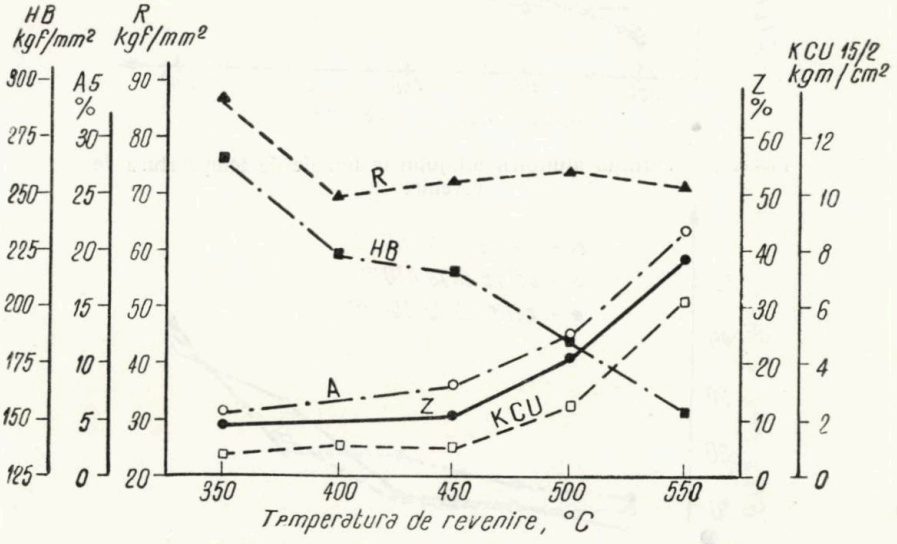


Fig. 11. — Variația proprietăților mecanice ale aliajului în funcție de temperatura de revenire după deformare plastică și călire de la 850 °C.

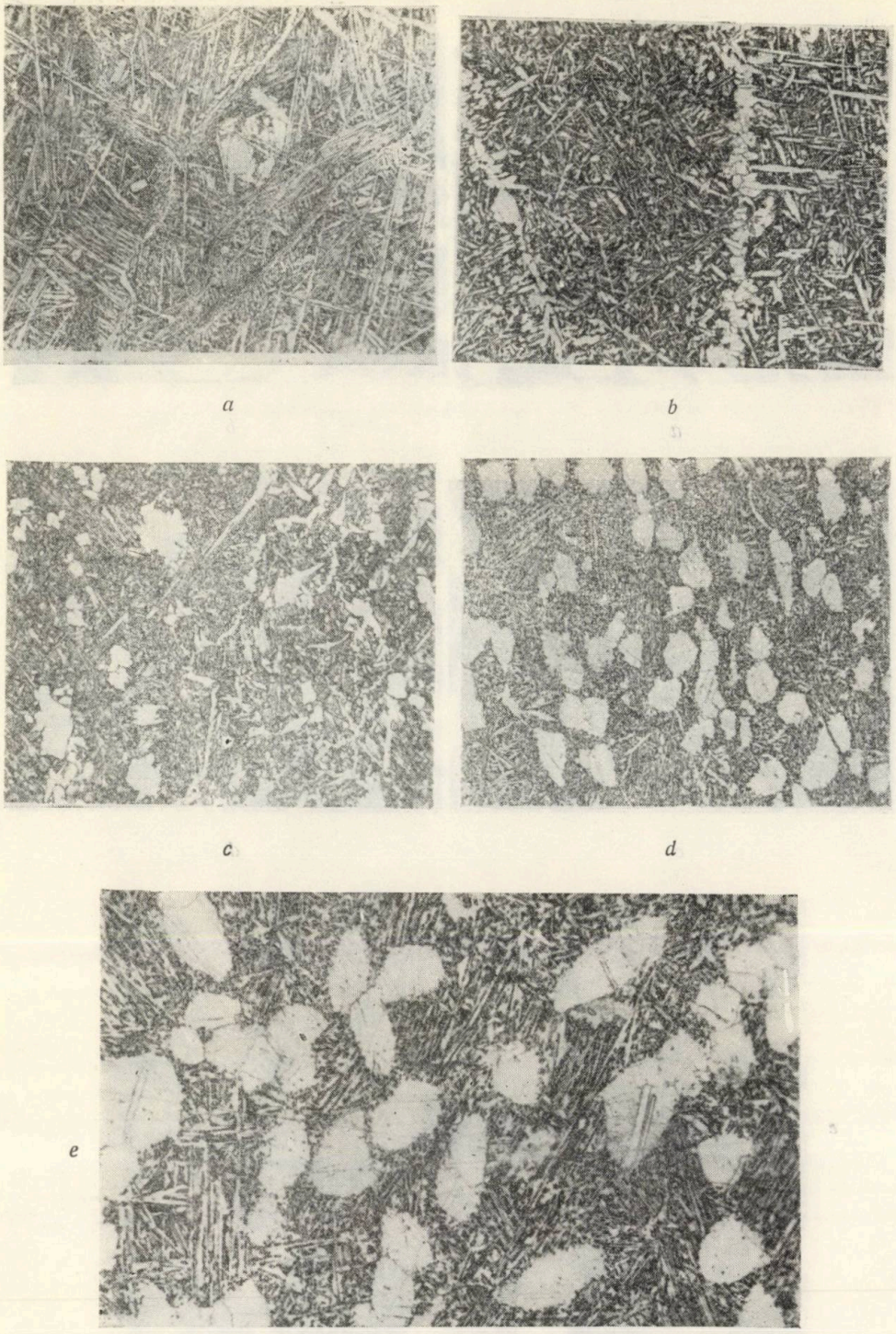


Fig. 13. — Aspectul microscopic al aliajului după deformare plastică și călire de la 900 °C și revenire la diferite temperaturi :

a — revenire la 350 °C × 400; *b* — revenire la 400 °C × 400; *c* — revenire la 450 °C × 400; *d* — revenire la 500 °C × 400; *e* — revenire la 550 °C × 400.

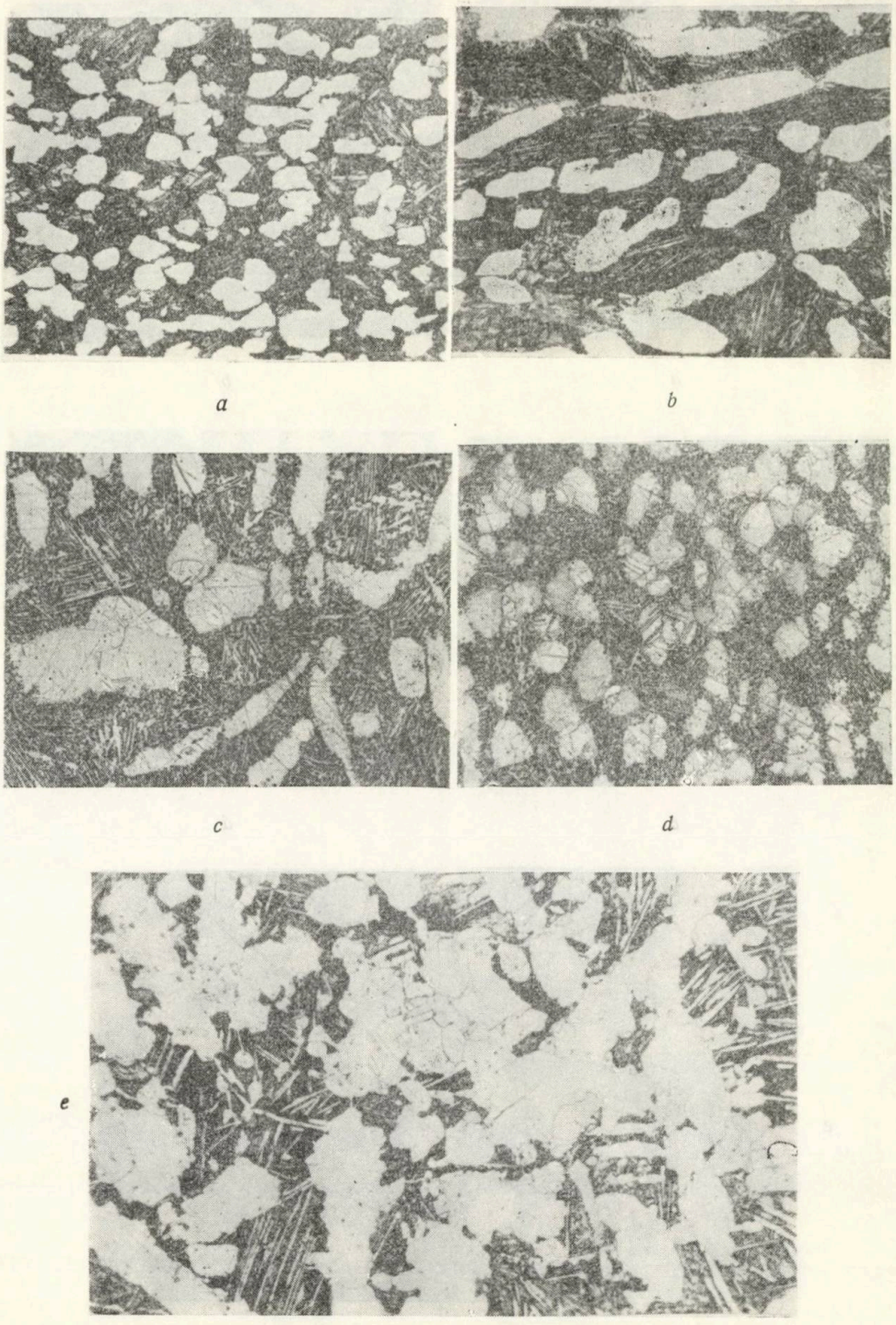


Fig. 14. — Aspectul microscopic al aliajului după deformare plastică și călire de la 800 °C și revenire la diferite temperaturi.

a — revenire la 350 °C × 400; *b* — revenire la 400 °C × 400; *c* — revenire la 450 °C × 400; *d* — revenire la 500 °C × 400; *e* — revenire la 500 °C × 400.

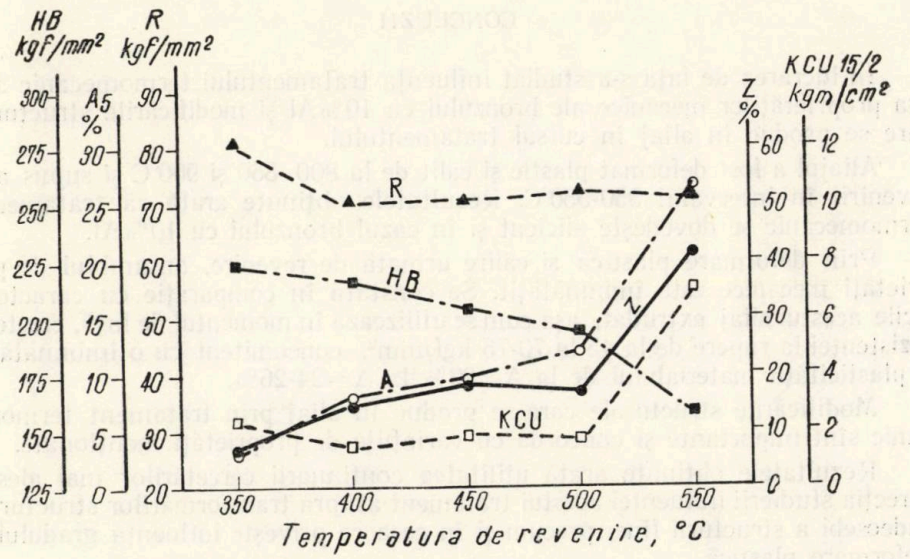


Fig. 12. — Variația proprietăților mecanice ale aliajului în funcție de temperatura de revenire după deformare plastică și călire de la 800 °C.

În ceea ce privește modificările structurale care se produc în aliaj în procesul de revenire și care explică variațiile menționate de proprietăți, trebuie subliniate următoarele: pentru aliajul deformat plastic și călit de la 900°C se remarcă în procesul de revenire descompunerea martensitei β' cu formare de soluție solidă α, cu atît mai mult cu cît temperatura de revenire crește (*fig. 13 a, b, c, d, e*). Formarea fazei α începe în primul rînd la limita de grăunte și în direcția acelor de martensită β'. Cantitatea de fază α crește cu temperatura de revenire, concomitent cu atenuarea caracterului acicular. La temperaturi ridicate de revenire se remarcă fenomenul de maclare a cristalelor de fază α. În aliajul deformat plastic și călit de la 800°C, cristalele proeutectoide de α își măresc dimensiunile la începutul intervalului de revenire, pentru ca în continuare să se producă o fărămițare a acestora. Și în acest caz se constată o maclare a formațiilor de fază α, iar la 550°C cantitatea de α crește și ocupă regiuni mai întinse (*fig. 14 a, b, c, d, e*), ceea ce explică tendința de scădere a rezistenței la rupere la temperaturi ridicate de revenire. Concomitent, are loc procesul de descompunere a martensitei β' ca și în cazul aliajului deformat plastic și călit de la 900°C.

Fără îndoială că transformările structurale menționate în lucrarea de față nu epuizează problema, fiind necesare investigații de mai mare finețe pentru explicarea fenomenelor care se produc prin tratament termomecanic și care duc la modificările de proprietăți semnalate.

CONCLUZII

În lucrarea de față s-a studiat influența tratamentului termomecanic asupra proprietăților mecanice ale bronzului cu 10% Al și modificările structurale care se produc în aliaj în cursul tratamentului.

Aliajul a fost deformat plastic și călit de la 800, 850 și 900°C și supus apoi revenirii în intervalul 350-550°C. Rezultatele obținute arată că tratamentul termomecanic se dovedește eficient și în cazul bronzului cu 10% Al.

Prin deformare plastică și călire urmată de revenire, ansamblul de proprietăți mecanice este îmbunătățit. Se constată în comparație cu caracteristicile acestui aliaj extrudat, așa cum se utilizează în momentul de față, creșterea rezistenței la rupere de la 45 la 70-75 kgf/mm², concomitent cu o îmbunătățire a plasticității materialului de la A=20% la A=24-26%.

Modificările structurale care se produc în aliaj prin tratament termomecanic sînt importante și concordă cu variațiile de proprietăți menționate.

Rezultatele obținute arată utilitatea continuării cercetărilor mai ales în direcția studierii influenței acestui tratament asupra transformărilor structurale, îndeosebi a structurii fine, precum și în ceea ce privește influența gradului de deformare plastică.

BIBLIOGRAFIE

1. A. Morillo, P. Priester, J. Moison, J. Tigeot. Revue de métallurgie, 1968, *65*, *6* 427—440.
2. J. Tigeot. Les mémoires scientifique de la Revue de métallurgie, 1966, *63*, *7/8* 699—706.
3. F. Gaillard, A. R. Weill. Les mémoires scientifiques de la Revue de la métallurgie. 1965. *62*. 7/8 591—603,
4. C. S. Barett, J. B. Massalski. Structure of metals-Mc Graw Hill Book. Company New York, St. Louis, San Francisco, Toronto, London, Sidney-1966.
5. P. R. Swann, H. Warlimont, Acta metallurgica, 1963, *11 6*.
6. Z. Wendorf, Archiwum Hutnictwa, 1962 *11 4* 319—332.
7. H. Mitani N. Nakanisi, J. Japan Inst Metals, 1960 *24 11* 748—755,
8. K. Dies, U. Heubner, W. Jung-Konig, P. Wincinz, Z. für metallkunde, 1965 *56 7* 403—410.
9. R. Haimann, Archiwum Hutnictwa, 1964 *9 4* 363—379.
10. J. Jellison, E. P. Klier. Trans. Met. Soc. AYME, 1965 *233 9*,
11. F. Le Maitre, C. Leymonie. Les mémoires scientifiques de la Revue de métallurgie, 1968, *65. 11.* 817—824.
12. C. Panseri. M. Leone, Aluminio e Nuova Metallurgia, 1966 *35 6* 265——269.
13. F. Le Maitre. C. Bouchy. A. Moreau. Les mémorires scientifiques de la Revue de métallurgie. 1966, *63. 4* 381—387,
14. F, Le Maitre. F, Gobin Les mémoires scientifiques de la Revue de métallurgie. 1968. *65. 10* 751—759,
15. N, Geru. *Proprietățile metalelor și metode fizice de control.* Ed. didactică și, pedagogică. București, 1967.
16. L, Azaroff. *Introduction to solids* Mc Graw Hill Book Company New York, Toronto, London 1960.

17. * * * *Physical Metallurgy.* Edited by RW Cahn North-Holland Publishing Company, Amstedam. 1965,
18. * * * *Visocprocinaia stali.* Culegere (trad. din l. engleză) Izd. Metallurghia-Moscova, 1965.
19. M, L. Bernștein, *Termomehnnicescaia obrabotca metallov i splavov*-vol I. Izd. Metallurghia, Moscova, 1968.
20. A, G, Rahștadt. *Prujinnie splavi.* Izd. Metallurghia Moscova. 1965,
21. * * * *Issledovanie splavov țvetnîh metalloev.* IV. Culegere Izd. Acad. Nauk SSSR. Moscova, 1963.
22. A. G. Rahștadt ș, a,. *Metallovedenie i termicescaia obrabotca.* 1962 *1* p, 45,
23. * * * *Issledovanie no visocoprocinîm splavam i nitividnîm cristallam.* Culegere Izd, Acad, Nauk SSSR. Moscova. 1963. p, 154,

Lucrare primită la 29 aprilie 1970

COEFICIENTUL EFECTIV DE CONCENTRARE A TENSIUNILOR LA CREMALIERE CU PROFIL EVOLVENTIC

L. BOLEANȚU

Institutul politehnic, Timișoara

În lucrare se examinează valoarea coeficientului efectiv de concentrare a tensiunilor într-o cremalieră cu profil evolventic aplicînd metoda de calcul propusă de H, Neuber pentru crestături singulare respectiv un profil periodic și după metoda lui Höschl. completată cu unele ipoteze, Datorită diferențelor mari obținute între rezultate s-a examinat experimental starea de tensiune din cremalieră, prin fotoelasticimetrie. S-a urmărit efectul excentricității forței axiale tensiunilor de contact, asupra valorii coeficientului efectiv de concentrare a tensiunilor.

Din rezultatele obținute se poate conchide că există un coeficient rezultant de concentrare a tensiunilor în starea compusă de solicitare. care poate fi calculat în funcție de tensiunea provenită din tracțiune respectiv din încovoiere, Se mai atrage atenția asupra mărimii efectului compresiunii locale,

1. INTRODUCERE,

În ultimile decenii, fenomenul concentrării tensiunilor nu a jucat numai un rol important în problemele de bază ale teoriei elasticității, ci a devenit un factor hotărîtor în rezolvarea unor probleme tehnice de mare actualitate cu privire la explicarea ruperii materialelor.

Variația bruscă a secțiunii transversale la un element de rezistență are drept urmare apariția fenomenului de concentrare a tensiunilor, care face ca tensiunea maximă din concentrator să fie mai mare decît tensiunea nominală. Se definește coeficientul efectiv de concentrare a tensiunilor la solicitări statice sau coeficientul de formă al concentratorului — raportul $\alpha_k = \frac{\sigma_{max}}{\sigma_n}$

unde:

σ_{max} este tensiunea maximă în dreptul concentratorului,

σ_n tensiunea nominală în dreptul secțiunii slăbite calculată în ipoteza secțiunii constante.

În secțiunea concentratorului există o stare triaxială de tensiune și deci există o tensiune de comparație. În mod convențional se ia, după ipoteza I de rupere $\sigma_1=\sigma_{max}$ și deci $\alpha_k=\sigma_1/\sigma_n$. Se vede că α_k nu dă o imagine completă asupra stării de tensiune din crestătură și deci are un sens convențional.

Importanța fenomenului de concentrare a tensiunilor este mai mare în cazul solicitărilor variabile și se caracterizează prin coeficientul efectiv de concentrare $\beta_k=\frac{\sigma_k}{\sigma_{Rk}}$

unde:

σ_R este rezistența la oboseală, iar

σ_{Rk} rezistența la oboseală a epruvetelor cu crestătură pentru același coeficient de asimetrie.

Cu toată importanța redusă a lui α_k, în special la materiale tenace, această mărime prezintă interes pentru calculul lui β_k:

$$\beta_k=1+\eta_k(\alpha_k-1),$$

unde: η_k este coeficientul de sensibilitate al materialului.

Cu toate eforturile depuse, așa cum a arătat G.V.Ujic [1], pînă în prezent nu s-au găsit soluții exacte în problemele de concentrare a tensiunilor pentru orice condiții de încărcare sau forme geometrice.

Dacă totuși în domeniul concentratorilor singulari s-a lucrat foarte mult și s-au obținut rezultate teoretice și experimentale mai mult sau mai puțin exacte, în domeniul crestăturilor multiple s-a făcut considerabil mai puțin, avînd în vedere complexitatea și mai mare a acestei probleme. Este cunoscut faptul că la crestături adiționale, concentrarea tensiunilor în general, scade. În acest domeniu au fost făcute cîteva încercări de a reprezenta repartiția tensiunilor, în astfel de cazuri prin interferența efectelor crestăturilor luate izolat. În cazul solicitărilor statice s-a căutat să se reprezinte coeficientul de concentrare α_k pentru crestăturile multiple, prin produsul coeficienților de concentrare a crestăturilor singulare, dar s-a văzut că această metodă este valabilă doar în cazul în care un vîrf de tensiune se plasează în regiunea de maxim a celuilalt vîrf. S-a constatat că în cazul concentrărilor multipli pot apare atît creșteri cît și scăderi ale vîrfurilor de tensiune, funcție de geometria concentratorilor multipli și funcție de proprietățile elastoplastice ale materialului. Pot apărea creșteri considerabile a concentrării de tensiune cînd crestăturile se pătrund reciproc. Asemenea cercetări pot fi făcute pînă în prezent doar pe cale experimentală.

În lucrarea [2], bazați pe considerații teoretice și rezultate experimentale, autorii scot în evidență faptul că influența unui concentrator în domeniul solicitărilor statice se caracterizează prin două tendințe opuse ca sens: pe de o parte, ea provoacă un vîrf de tensiune, caracterizat de coeficientul de formă α_k și pe de altă parte, o stare multiaxială de tensiune caracterizată prin cifre de multiaxialitate $x=1-\frac{\sigma_{comp}}{\sigma_1}$. Coeficientul α_k, dependent doar de geometria crestăturii, nu este deci suficient pentru caracterizarea efectului crestăturii. Evident că și în cazul concentratorilor multipli, cum este cazul cremalierei, trebuie să ținem seama de aceste constatări.

În lucrare se studiază evoluția coeficientului de concentrare a tensiunilor la o cremalieră la diferite rapoarte ale tensiunilor de tracțiune și încovoiere. Cu acest prilej s-a examinat și influența compresiunii de contact asupra stării de tensiune din cremalieră.

2. DEFINIREA COEFICIENTULUI TEORETIC DE CONCENTRARE A TENSIUNILOR LA CREMALIERĂ

Coeficientul teoretic de concentrare a tensiunilor se definește pentru cazul solicitărilor simple statice în domeniul elastic al deformațiilor. Pentru o stare de solicitare compusă, nu se cunoaște o tentativă de a determina acest coeficient în funcție de coeficienții stabiliți pentru solicitările simple suprapuse.

În cele ce urmează se încearcă o asemenea operație de compunere. Pentru cazul cremalierei studiate vom avea deci un anumit coeficient de formă la întindere α_{kt} și altul de încovoiere $\alpha_{kî}$, unde $\alpha_{kî} > \alpha_{kt}$ pentru bare crestate [3]. Aceste valori se consideră stabilite în condițiile concentratorilor multipli. În cazul solicitării de întindere sau de compresiune excentrică, deci la o solicitare simultană de întindere și de încovoiere, se pune problema determinării unui coeficient rezultant α_{kR}, care va fi independent de cele două componente α_{kt} și $\alpha_{kî}$. Pentru a putea defini un astfel de coeficient de concentrare global trebuie să se stabilească în prealabil o tensiune nominală de comparație σ_{nc}. Pentru această tensiune de comparație s-a admis efortul unitar din fibra extremă a unei bare plate fără crestături, cu lățimea egală cu lățimea cremalierei la baza crestăturii, bara fiind solicitată identic ca și cremaliera:

$$\sigma_{nc} = \sigma_t + \sigma_î,$$

unde $\sigma_î$ este tensiunea produsă de încovoiere, și σ_t — tensiunea produsă de tracțiune.

Ținînd seama de efectul crestăturilor și admițînd valabilitatea suprapunerii efectelor, efortul unitar de la baza crestăturilor cremalierei se poate scrie:

$$\sigma_{max} = \alpha_{kt} \cdot \sigma_t + \alpha_{kî} \cdot \sigma_î. \tag{1}$$

Raportul acestor două tensiuni definește tocmai coeficientul de formă rezultant:

$$\alpha_{kR} = \frac{\sigma_{max}}{\sigma_{nc}} = \frac{\alpha_{kt} \cdot \sigma_t + \alpha_{kî} \cdot \sigma_î}{\sigma_{nc}}$$

sau

$$\alpha_{kR} = \alpha_{kt} \frac{\sigma_t}{\sigma_{nc}} + \alpha_{kî} \frac{\sigma_î}{\sigma_{cn}}.$$

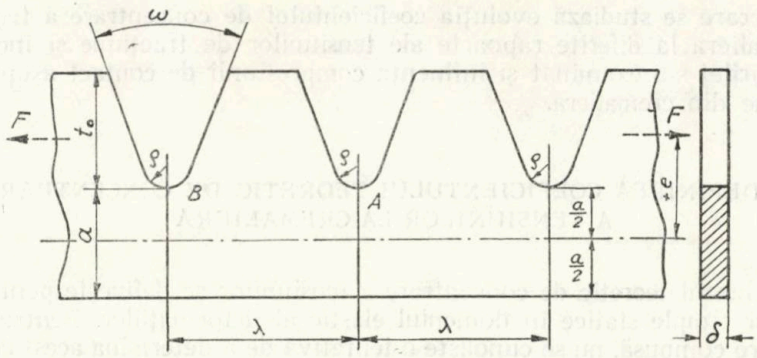


Fig. 1. — Schița cremalierei cu profil evolventic.

Dacă în această relație se fac înlocuirile *(fig. 1)*

$$\sigma_t = \frac{F}{A}; \quad \sigma_i = \frac{F \cdot l}{W_z}; \quad A = \delta \cdot a; \quad W_z = \frac{\delta \cdot a^2}{6}$$

și făcînd transformările necesare se obține

$$\alpha_{kR} = \frac{\alpha_{kt} + 6\,\alpha_{ki}\,\frac{e}{a}}{1 + 6\,\frac{e}{a}} \qquad (2)$$

în care e reprezintă excentricitatea forței, iar a lățimea secțiunii minime *(fig. 1)* a cremalierei.

Din relația 2 rezultă că α_{kR} este o funcție de e. Această funcție are o discontinuitate pentru valoarea $e_d = -\frac{a}{6}$. În cazul cremalierei studiate (modul m= 16 mm, $\alpha = 20°$) *(fig. 2)* $e_d = -\frac{39}{6} = -6{,}5$ mm. Această relație oferă posibilitatea de a obține valoarea coeficientului de formă rezultant pentru orice excentricitate e dacă se cunosc valorile α_{kt} și α_{ki}.

CALCULUL LUI α_{kt} ȘI α_{ki}.

În vederea utilizării relației (2) este necesară cunoașterea lui α_{kt} și α_{ki} în condițiile concentratorilor multipli, caz similar cu al cremalierei.

După cum s-a arătat, nu există încă o metodă matematică exactă aplicabilă în practică. S-au dezvoltat însă mai multe metode aproximative sau bazate pe ipoteza simplificatoare pentru calculul tensiunilor în concentratori multipli sau direct a coeficientului de formă.

3.1 — *Metoda cea mai simplă este cea de corectare a coeficientului α_k a crestăturii singulare* [3]. După această metodă pentru a ține seama de efectul concentratorilor de descărcare se indică folosirea diagramei din *figura 3* [4], prin

care se înlocuieşte adîncimea reală a crestăturii cu o adîncime activă $t_a = t \cdot \gamma$, unde γ se numeşte coeficientul de descărcare. Relaţia $\gamma = f(\lambda/t)$ pentru λ şi t *(fig. 3)* folosită la ridicarea acestei diagrame, a fost dedusă prin calculul, numai pe baza geometriei concentratorilor pentru cazul solicitărilor de torsiune, unor bare de secţiune circulară cu crestături slabe [1], dar, în lipsă de alte date, ea este folosită şi în cazul celorlalte tipuri de solicitare şi crestături.

Pentru cazul unei singure crestături, considerînd cremaliera solicitată la întindere şi tensiunea de comparaţie cea nominală în secţiunea transversală minimă, rezultă α_k din nomogramele după Neuber.

Datele geometrice *(fig.2)* necesare stabilirii coeficientului de formă pentru cremaliera studiată sînt: $t = 36$mm; $a = 39$ mm; $\rho = 6$mm; $\omega = 40°$: $\lambda = 50{,}266$ mm; de unde rezultă:

$$\frac{a}{\rho} = 6{,}5; \quad \sqrt{\frac{a}{\rho}} = 2{,}55; \quad \frac{t_a}{\rho} = 6; \quad \sqrt{\frac{t_a}{\rho}} = 2{,}45;$$

Pentru aceste date şi solicitarea de întindere respectiv încovoiere a cremalierei în cazul unui singur concentrator rezultă:

$$\alpha'_{kt} = 1{,}80; \qquad \alpha'_{kt} = 2{,}3;$$

Considerînd acum concentratorii multiplii la distanţa (pasul cremalierei), rezultă coeficientul de formă α_{km}.

$\frac{\lambda}{t} = \frac{50{,}266}{36} = 1{,}4$ pentru care din *figura 3* rezultă $\gamma = 0{,}4$ iar adîncimea activă va fi: $t_a = t \cdot \gamma = 14{,}4$mm.

Cu această valoare rezultă $\frac{a}{\rho} = 6{,}5$; $\sqrt{\frac{a}{\rho}} = 2{,}55$; $\frac{t_a}{\rho} = 2{,}4$; $\sqrt{\frac{t_a}{\rho}} = 1{,}55$;

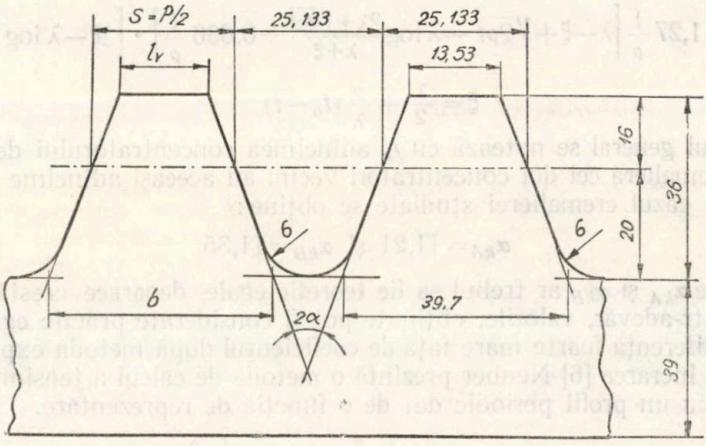


Fig. 2. — Cremaliera studiată (m=16 mm; $\alpha = 20°$).

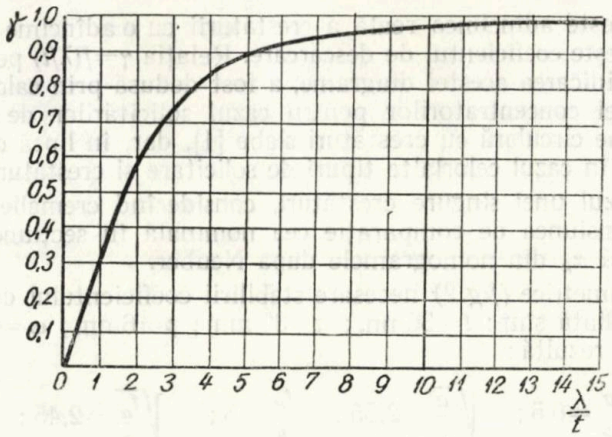


Fig. 3. — Funcția lui Neuber $\gamma=f\left(\frac{\lambda}{t}\right)$ după [4].

Pentru aceste date din nomogramele după Neuber rezultă:

$$\alpha_{kt}=1{,}75 \text{ și } \alpha_{kt}=2{,}25.$$

3.2. *Determinarea directă a coeficientului* α_k *pentru crestături multiple după* Höschl [6]. În această lucrare se admite o anumită configurație a crestăturilor de bază și de descărcare și se deduce direct formula pentru coeficientul de formă în concentratorul A de bază (α) și în cel de descărcare $B(\alpha)$.

Notațiile s-au efectuat conform *figurii 1*, iar valorile conform *figurii 2*.

Rezultatele acestor calcule sînt:

$$\alpha_{kA}=1+1{,}27\,\frac{\lambda}{\rho}+1{,}8\,\sqrt{\frac{t}{\rho}}-1{,}27\,\frac{\lambda}{\rho}\log\frac{\lambda+\sqrt{2\rho t}}{\xi} \tag{3}$$

$$\alpha_{kB}=1+1{,}27\,\frac{1}{\rho}\left[\lambda-\xi+\sqrt{2\rho t}-\lambda\log\frac{2\lambda+\sqrt{2\rho t}}{\lambda+\xi}+0{,}636\,\frac{1}{\rho}\right]\cdot\left[2\xi-\lambda\log\frac{\lambda+\xi}{\lambda-\xi}\right] \tag{4}$$

$$\xi=\frac{\lambda}{2}+\frac{\rho}{\lambda}(t_o-t)$$

În cazul general se notează cu t_o adîncimea concentratorului de bază (A), iar la o cremalieră cei doi concentratori vecini au aceeași adîncime de $t=t_o$.

Pentru cazul cremalierei studiate se obține:

$$\alpha_{kA}=11{,}21 \text{ și } \alpha_{kB}=11{,}35$$

Valorile α_{kA} și α_{kB} ar trebui să fie teoretic egale, deoarece crestăturile sînt identice. Într-adevăr, valorile, obținute pot fi considerate practic egale, dar se observă o diferență foarte mare față de coeficientul după metoda expusă la *3.1.*

3.3. În lucrarea [6] Neuber prezintă o metodă de calcul a tensiunilor într-o cremalieră cu un profil periodic dat de o funcție de reprezentare.

$$z=w+ch\left(\frac{w}{2}\right)\sum_{m=1}^{n}a_m sh^{-m}\left(\frac{w}{2}\right),$$

în care m reprezintă indicele curent (1,2,3,..) iar a_m coeficienţii. În această relaţie s-a mai notat $z=x+iy$; $w=u+iv$ unde x,y reprezintă coordonatele carteziene, iar u,v cele curbilinii. Deci z şi w sînt variabilele complexe formate cu acestea.

Punînd condiţiile de echilibru, introducînd funcţia lui Airy şi alegînd o funcţie care să redea forma liniilor de forţă dictată de condiţiile de margine şi nişte funcţii auxiliare pentru înlăturarea unor discontinuităţi nedorite, Neuber a rezolvat sistemul şi a stabilit expresia efortului unitar normal marginal $\sigma_{v(n=nd)}$.

Considerînd pe $n=1$ şi cu $a_1 \parallel \lambda$, se obţine

$$x=u-\frac{\lambda\, sh\, u}{ch\, n-ch\, v}; \quad y=v+\frac{\lambda \sin v}{ch\, u-\cos v}.$$

Pentru acest profil solicitat la întindere de efortul unitar p^x, considerat uniform distribuit în secţiunea profilului care în direcţia x nu este limitată, este valabilă relaţia

$$\sigma_v=\frac{p^x}{a^2}[chu_0-\cos v_0](chu_0-\frac{\lambda^2 chu_0}{sh^2u_0+1}-\cos v_0).$$

În *figura 4* s-au reprezentat [7] profilul şi tensiunea marginală σv pentru cazul $n=1$, $\lambda=1$, $u_0=ln2$; $v_0=\frac{\pi}{6}$, cremaliera fiind solicitată la întinderea corespunzătoare unei tensiuni uniform distribuite p^x.

Considerînd cazul cremalierei *(fig. 2)* supusă la întindere, se obţine tensiunea maximă la baza crestăturii, unde $u=u_0$ iar $v=v_0$

$$\sigma_v=p^x\frac{(ch\, u_0+1)(sh^2 u_0+\lambda\, ch\, u_0)}{(sh^2 u_0+\lambda)(ch\, u_0+1-\lambda)}=2{,}08\ p^x. \qquad (5)$$

Admiţînd, prin analogie cu bara încrestată unilateral, tensiunea uniform distribuită p^x în semiplanul infinit ca tensiune nominală, rezultă valoarea coeficientului de formă pentru aceste crestături multiple:

$$\alpha_{kt}=\frac{\sigma_v}{p^x}=2{,}08.$$

Pentru încovoierea pură a cremalierei nu se cunoaşte un calcul a lui α_{kt} după acest procedeu.

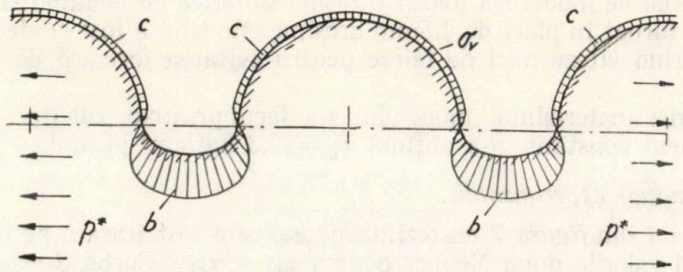


Fig. 4. — Variaţia tensiunii σ_v de-a lungul unei cremaliere solicitată la întindere.

Această metodă nu corespunde întocmai pentru cazul unei cremaliere, deoarece profilul generat de funcția de reprezentare adoptată diferă de profilul unei cremaliere. Totodată, în calculele făcute mai sus s-a presupus un semiplan infinit, ceea ce nu corespunde cu cremaliera reală.

Din examinarea posibilității de a calcula α_{kt} și α_{kl} pentru cazul cremalierei, se constată că de fapt problema nu este rezolvată și univoc, deci este necesară o investigație experimentală.

4. STUDIUL EXPERIMENTAL

Avînd în vedere deficiențele metodelor analitice de calcul al coeficienților de formă în cazul crestăturilor multiple, s-a trecut la măsurători fotoelastice asupra modelului cremalierei în studiu.

Deoarece valoarea coeficientului α_k depinde și de tipul de solicitare iar în practică cremaliera este solicitată în mod obișnuit la o întindere sau compresiune excentrică, se impune studierea influenței excentricității forței asupra coeficientului de formă. Această problemă analitic nu a fost rezolvată nici aproximativ.

A doua problemă urmărită în măsurătorile experimentale este influența cîmpului tensiunii de contact la contactul între dintele pinionului și cel al cremalierei, asupra coeficientului de formă de la baza dintelui în angrenare.

4.1. Descrierea instalației folosite. Încercările s-au făcut cu o instalație de fotoelasticitate de fabricație indigenă, cu polaroizii de ∅270mm și lumina monocromatică de sodiu. Pentru a putea realiza încercările necesare s-a confecționat un dispozitiv de întindere cu excentricitate variabilă.

Forța de întindere se realizează prin greutăți suspendate de un sistem de pîrghii și două perechi de cuțite pentru aplicarea cît mai concentrată a forței în vederea măsurării exacte a excentrității.

În *figura 6* se vede dispozitivul de realizare a încărcării cremalierei prin intermediul dintelui pinionului. Și în acest caz forța se realizează prin același sistem de pîrghii, dar se folosesc cuțite doar la partea inferioară a cremalierei, forța de reacțiune fiind dată chiar de dintele pinionului în angrenare. În partea opusă a danturii, cremaliera se sprijină de un suport pe întrega ei lungime, ce poate fi echivalat cu montarea cremalierei pe un suport fixat la capetele ei.

Ca material de model s-a folosit o rășină sintetică cu denumirea comercială de araldit *B* turnat în plăci de 4,5mm grosime. Modelul a fost confecționat prin frezare, utilizînd viteze mici de tăiere pentru evitarea formării de tensiuni interne.

Etalonarea materialului modelului s-a făcut printr-o solicitare la încovoiere cu moment constant. S-a obținut $\sigma_0 = 22{,}3$ kgf/cm^2 pe linie.

4.2. Rezultate experimentale.

a) Curba *1* din *figura 7* reprezintă pe α_{kR} și a fost trasată pe baza relației (2), admițînd valorile după Neuber pentru α_{kt} și α_{kl}. Curba *2* este trasată pe baza măsurătorilor fotoelastice la baza crestăturii, determinîndu-se numărul de ordine al izocromaticei de la baza crestăturii pentru diferite excentricități *e*.

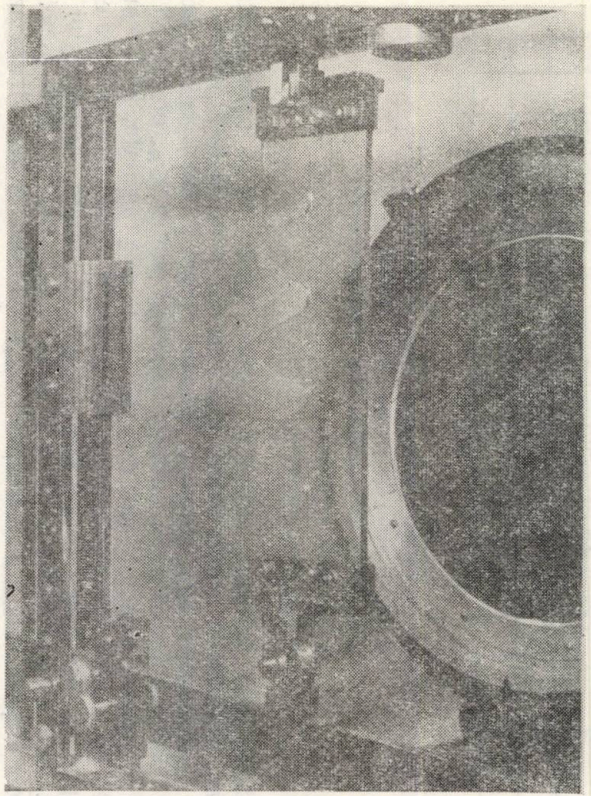


Fig. 5. — Dispozitiv pentru tracțiunea cremalierei la o excentricitate variabilă.

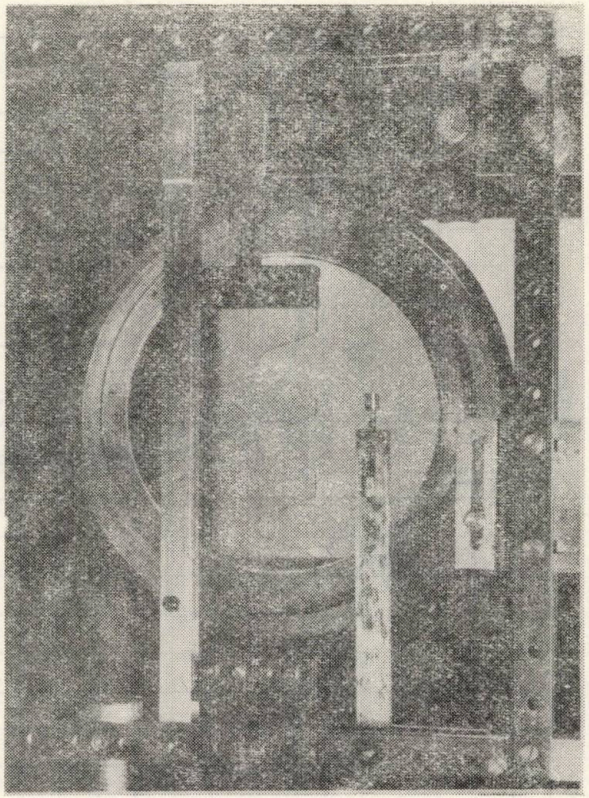


Fig. 6. — Dispozitiv pentru solicitarea cremalierei prin intermediul unui dinte de pinion de profil evolventic.

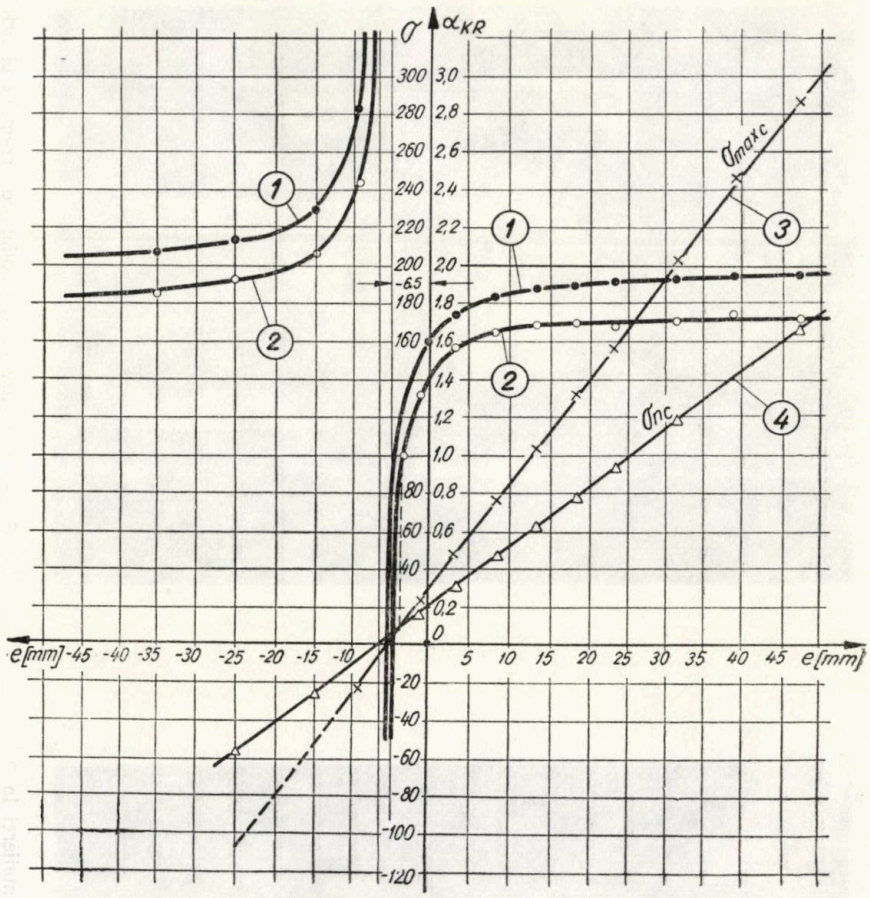


Fig. 7. — Variația lui α_{kR} și σ_{max} în funcție de e:

● α_{kR} cu valori α_{kt} și α_{kt}, după Neuber;

o α_{kR} cu valori rezultate din fotoelasticimetrie;

Δ $\sigma_{nc}=\sigma_t+\sigma_i$ (calculat);

× $\sigma_{max_c}=n\sigma_0$ (măsurat).

S-a determinat valoarea efortului unitar maxim de la baza crestăturii $\sigma_{max\,c}=n\sigma_0$. Raportînd aceste valori $\sigma_{max\,c}$ la $\sigma_{n\,c}$ s-au obținut valorile efective ale coeficientului α_{kR}, necesare trasării curbei *2* din *figura 7*. Această diagramă confirmă, în principiu, justețea expresiei pentru α_{kR}, observînd și în acest caz că valorile măsurate sînt mai mici decît cele calculate, fapt remarcat în lucrarea [8] pentru solicitări simple. De observat că pentru valoarea excentricității pentru care funcția α_{kR} prezintă o discontinuitate, valoarea lui σ_{max} este zero. Pentru excentricitatea la care avem $\sigma_{max\,c}=\sigma_{n\,c}$, adică punctul de intersecție a dreptei 3 ($\sigma_{max\,c}$) cu dreapta 4 ($\sigma_{n\,c}$), valoarea lui $\alpha_{kR}=1$, așa cum era

de aşteptat. Ultimele două puncte ale curbei 2 - ramura stîngă sus *(fig. 7)*, au fost trasate pe baza valorilor citite de pe prelungirea dreptei 3, stabilită experimental.

În *figurile 8* şi *9* se redau izocromaticele obţinute la încărcarea excentrică a barei cu concentratori multipli laterali pentru $l=13{,}5$mm respectiv $l=47{,}5$mm.

În cazul unei cremaliere cu dantura bilaterală cu aceleaşi notaţii şi dimensiuni ca în *figurile 1* şi *2* dar cu angrenaj simetric faţă de axa de simetrie geometrică, $\alpha_{ct} > \alpha_{kt}$ [3]. Păstrînd definiţia pentru α_{kR} dată prin relaţia (2), aspectul curbei care defineşte legătura α_{kR} (2) se modifică, deoarece derivata funcţiei $\alpha_{kR}(e)$ este negativă.

În *figura 10* s-au reprezentat α_{kR1c} (coeficientul efectiv de concentrare a tensiunilor pentru un concentrator bilateral) şi α_{kRmc} (coeficientul efectiv de concentrare a tensiunilor pentru mai mulţi concentratori). Aceste mărimi s-au reprezentat pentru valorile α_{kt} şi α_{ki} după Neuber [3] şi cele rezultate din determinările fotoelasticimetrice, după procedeul descris.

Evident s-a ţinut seama că α_{kt} şi α_{ki} au valori diferite în cazul barei cu crestături bilaterale, dacă există un singur concentrator sau concentratori multipli.

În cazul profilului de cremalieră ales pentru studiu, $a/\rho=3{,}25$, valoare pentru care se găseşte în lucrarea lui Neuber $\alpha_{kt} \simeq 2{,}2$ şi $\alpha_{ki} \simeq 1{,}4$ pentru un

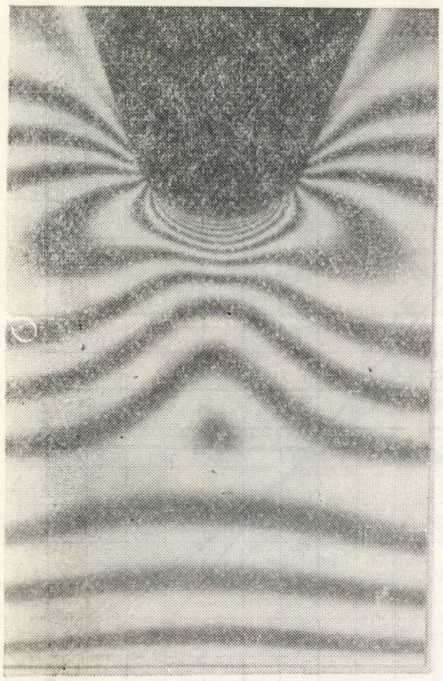


Fig. 8. Izocromatice la $e=13{,}5$ mm.

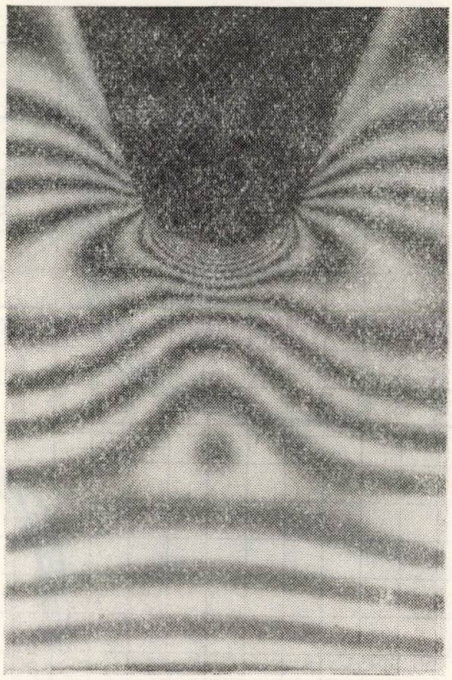
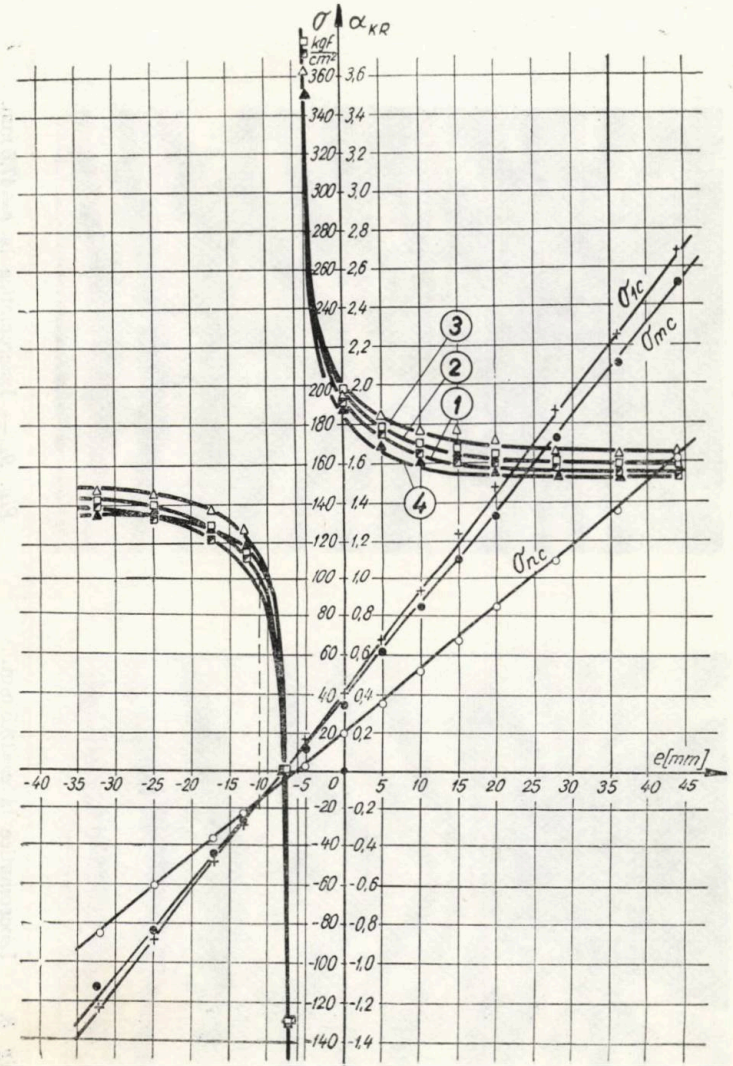


Fig. 9. — Izocromatice la $e=47{,}5$ mm.



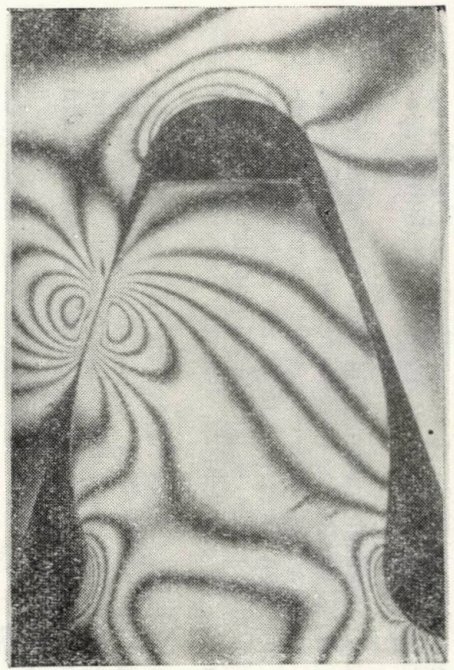


Fig. 11. — Izocromatice la angrenarea pinionului cu cremaliera.

Fig. 10. — Variația lui α_{kR} și σ la cremaliera cu angrenaj bilateral:

$\Delta\sigma_{kR_{1C}}$ (calculat);

$\square\sigma_{kR_{1C}}$ (experimental);

$\blacktriangledown\sigma_{kR_{mc}}$ (calculat);

$\blacktriangle\sigma_{kR_{mc}}$ (experimental);

$\circ\sigma_{nc}=\sigma_t+\sigma_l$ (calculat);

$+\sigma_{1C}$ (experimental).

$\bullet\sigma_{mc}$

concentrator bliateral. Pentru concentratori multipli (cazul cremalierei) se va aplica corecția expusă la 3.1.

În aceași *figură (10)* s-au reprezentat:

— σ_{1c} (tensiunea din fundul concentratorului determinată prin fotoelasticimetrie la un singur concentrator bilateral),

— σ_{mc} (tensiunea într-un concentrator pentru cazul concentratorilor multipli bilaterali determinată fotoelastic) și

— $\sigma_{nc}=\sigma_t+\sigma_l$ (tensiunea nominală calculată).

Reprezentările din *figura 10* permit să se observe diferențe între valorile calculate și cele determinate experimental. Coeficientul α determinat prin fotoelasticimetrie este mai mic față de valoarea calculată și în cazul barei cu concentratori bilaterali. Această diferență este sensibil mai mică decît în cazul concentratorilor multipli laterali, așa cum rezultă din *figura 7* și *figura 10.*

Totodată se mai observă o scădere a efectului de concentrare a tensiunilor și în cazul concentratorilor multipli bilaterali.

b) Pentru stabilirea influenței cîmpului de tensiuni de contact între dintele pinionului și cel al cremalierei asupra coeficientului efectiv de concentrare a tensiunilor de la baza crestăturii dintelui în angrenare, s-a realizat încărcarea cremalierei cu dispozitivul arătat în *figura 6.* Pe cale fotoelastică s-a determinat tensiunea maximă la baza dintelui în angrenare $\sigma_{1\,max}=n_1\,\sigma_0$, și cel de la baza celorlalți dinți ai cremalierei $\sigma_{2\,max\,c}=n_2\sigma_0$.

Raportînd valorile la σ_{nc}, în cazul acestei încărcări se obține coeficientude formă rezultant pentru dintele în angrenare α_{kR_1} și α_{kR_2} pentru restul dinților. La una din încărcări s-a obținut:

$$\sigma_{1\,max\,c}=129{,}5\ \text{kgf/cm}^2;\quad \sigma_{2\,max\,c}=111{,}5\ \text{kgf/cm}^2$$

$$\sigma_{nc}=\sigma_t+\sigma_l=21{,}6+45{,}2=66{,}8\ \text{kgf/cm}^2,$$

de unde rezultă

$$\alpha_{kR_1}=\frac{129{,}5}{66{,}8}1{,}94,\qquad \alpha_{kR_2}=\frac{111{,}5}{66{,}8}=1{,}67.$$

Prin suprapunerea cîmpului de tensiune de contact peste cel rezultat din întinderea și încovoierea cremalierei, rezultă deci la baza dintelui în angrenare o creștere de circa 16% a coeficientului α_{kR_1}, rezultat, față de α_{kR_2} de la restul dinților. Repetînd de opt ori aceste determinări s-a stabilit o foarte bună reproductibilitate a lui α_{kR}. Secțiunea periculoasă la o astfel de cremalieră este deci secțiunea minimă în dreptul dintelui angrenat.

În *figura 11* se prezintă izocromaticele obținute la încărcarea cremalierei prin intermediul pinionului.

5. OBSERVAȚII ȘI CONCLUZII

Complexitatea stării de tensiune în bare cu concentratori multipli poate fi examinată prin calcul dar cu multe dificultăți. Profitînd de împrejurarea că starea de tensiune dintr-o cremalieră este o stare plană, studiu fotoelastic aduce informații utile asupra particularităților pe care la prezintă.

Studiul întreprins în această lucrare evidențiază dependența coeficientului efectiv de concentrare a tensiunilor la o solicitare compusă de încovoiere cu tracțiune, de mărimea relativă a celor două componente, spre deosebire de cazul solicitărilor simple cînd același coeficient depinde de caracteristicile geometrice ale concentratorului.

Comparînd cremalierele cu angrenaj lateral și angrenaj bilateral, rezultă o variație diferită a lui α_{kR}, datorită schimbării raportului între α_{kt} și α_{kl} în cele două cazuri.

Cu privire la rezultatele obținute în examinarea efectului compresiunii locale, ele sînt incomplete deoarece modelarea procesului de angrenare a pinionului cu cremaliera nu a permis o urmărire sistematică a efectului compresiunii locale în funcție de diferite poziții ale pinionului în angrenare. Totuși rezultatul prezentat atrage atenția asupra fenomenului, urmînd ca în continuare problema să fie reluată, utilizînd o modelare experimentală mai apropiată de comportarea reală a elementelor studiate.

BIBLIOGRAFIE

1. G V. Ujik, P, F, Koshelev, *Effect of stress state in regions of stress concentration on metal strength and fracture.* Conf, of the Hungarian Academy of Sciences on dimensioning and strength calculation. 1962,
2. Nădășan St. Boleanțu L. Fischer M.k *Der Einfluss der Geometrie der Entlastungskerben auf die Bruchfestigkeit einiger Stähle.* Revue roumaine des sciences techniques-Série de métallurgie. *12. I* (1967),
3. Neuber I. H,. *Kerbspannungslehre.* 1958. Berlin,
4. Hütte I. *Des Ingenieurs Taschenbuch,* 28, Neubearbeitete Auflage. Berlin. 1955,
5. Höschl C,. *Vzajemuy vliv vrubu pri rovinne napjatosti,* Vydala Vysoka Skola Strojni a textilni v Liberci. 1964,
6. Neuber H., *Über die Spannungsverteilung im Zahnstangen,* Forsch, Ing,
7. I, Banki, *Experiments with the design factors of nothed flat fors bent in their planes,* Proc, of the II, conf, on dimensioning. Budapest. 1965,

Lucrare predată la 25 aprilie 1970

CONTRIBUȚIE ÎN PROBLEMA DEFORMĂRII PLASTICE CU VITEZĂ MARE A METALELOR

V. MOLDOVAN

Institutul politehnic Cluj

În lucrare se abordează problema deformării plastice libere. cu viteza mare. a metalelor, Se studiază în principal problema propagării sub formă de unde. a deformațiilor elastice și mai ales plastice,

Se precizează premizele teoretice care au stat la baza lucrării și se dau rezultatele măsurătorilor făcute. privind vitezele de propagare a undelor deformațiilor arătate, Măsurătorile s-au făcut atît în cazul deformării la rece a metalelor cît și la cald,

În final se trag o serie de concluzii privind posibilitățile și perspectivele forjării libere cu viteză mare a metalelor,

Problema aplicării vitezelor mari de lucru la deformarea metalelor este, în ultima vreme, de mare actualitate. Avantajele care rezultă din folosirea unor viteze mari sînt suficiente pentru a justifica interesul care există în vederea aplicării lor într-un domeniu cît mai mare de operații de deformare plastică.

Avînd în vedere acest fapt, procedeului i s-au destinat foarte numeroase studii, în care s-au elucidat o serie întreagă de aspecte privind fie sursa de energie. fie comportamentul materialelor supuse deformării plastice prin acest nou procedeu, utilajele etc.

În privința comportamentului materialelor forjate cu viteze mari, s-au efectuat unele studii, însă în acest caz au rămas suficiente probleme care necesită încă a fi elucidate.

În toate cazurile de deformare plastică a materialelor cu viteze mari apar probleme specifice, legate de faptul că sarcina care produce deformarea plastică are caracter de șoc. În asemenea situație, fenomenele care au loc în materialul deformat se deosebesc de cele cunoscute ln cazul aplicării vitezelor obișnuite de forjare. În acest caz apar aspecte specifice studiate de teoria plasticității în capitolul său nou, și anume plasticitatea dinamică. Este cunoscut că în cadrul acestui capitol se studiază fenomene privind caracterul propagatoriu al tensiunilor și al deformațiilor, cu suita întreagă de probleme pe care le ridică,

vizînd atît aspectul teoretic, matematic, cît și cel concret al proprietăților mecanice ale materialelor.

Întrucît problemei forjării libere cu viteze mari a metalelor i s-a acordat o importanță mai mică, în prezenta lucrare ne propunem să studiem acest aspect. În acest sens vine în considerare în primul rînd fenomenul propagatoriu arătat, particularitățile sale în acest caz și mai ales în cazul metalelor deformate în stare caldă, aspect nestudiat pînă în prezent. Problema prezintă interes sub ultimul aspect, căci, în comparație cu metalele deformate la temperatura mediului ambiant, aici apar fenomenele cunoscute de ecruisare și de recristalizare care ar putea pune sub semn de întrebare prezența fenomenelor constatate la deformarea la rece și modul lor de manifestare, întrucît în aceste cazuri piesele deformate se consideră ca fiind omogene. Se pune deci problema dacă fenomenele observate la deformare la rece apar și la deformarea la cald, de ce ordin de mărime sînt valorile parametrilor care apar aici etc.

Aspectul principal care interesează în acest caz este fenomenul de propagare a undelor de tensiune și, legat de ele, cele de deformație. Din teoria dinamică a plasticității se cunosc studiile de bază privind propagarea deformațiilor din care amintim pe cele ale lui Kármán [1], Taylor [2], și Rahmatulin [3]. Aceștia, folosind mijloace matematice diferite, au ajuns cam în același timp la aceleași rezultate. De asemenea interesează, în sensul arătat, studiile lui Șapiro [4], White [6], [7], și alții, consacrate unor probleme particulare ale fenomenului propagatoriu arătat. Merită atenție de asemenea o serie de lucrări de sinteză apărute în acest domeniu [10], [14].

Este cunoscut că, dacă o bară subțire sau sîrmă semifinită este încărcată brusc la capăt la timpul $t=0$, cu o sarcină de întindere sau compresiune aplicată cu viteze v, care într-un interval de timp rămîne constantă, se poate scrie ecuația mișcării particulelor din material:

$$\rho_0 \frac{\partial^2 u}{\partial t^2} = \frac{d\sigma}{d\varepsilon} \cdot \frac{\partial \varepsilon}{\partial x}, \tag{1}$$

în care: ρ_0 este densitatea materialului, σ tensiunea normală în momentul inițial, u deplasarea secțiunii, ε deformația relativă și x coordonata Lagrange.

Această ecuație este de tipul undei și reprezintă matematic o ecuație cu derivate parțiale de tip hiperbolic. La rezolvarea ei, după cum se știe, sînt necesare, pe lîngă condițiile inițiale, și condiții la limită. Kármán și Duwez [1] au rezolvat ecuația folosind condiții inițiale și la limită adecvate. Ei au stabilit formulele de calcul al vitezelor de propagare a undelor elastice și plastice. Astfel, pentru undele elastice rezultă:

$$c_0 = \sqrt{\frac{E}{\rho_0}} \tag{2}$$

și pentru cele plastice

$$c_1 = \sqrt{\frac{d\rho/d\varepsilon}{\rho_0}}. \tag{3}$$

La barele de lungime finită, în principal sînt valabile aceleași relații, deoarece condițiile inițiale rămîn aceleași. Aici intervine în plus fenomenul de reflexie a undei elastice la capătul nelovit al barei [1], [4], [6], [8], [11]. Situația are loc ca în *figura 1.*

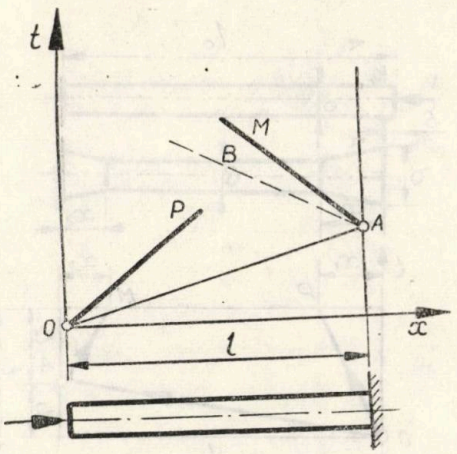


Fig. 1.

Fenomenul de reflexie are loc în mod diferit, după cum capătul lovit al barei este liber sau fix [6], [7], [11]. Încărcarea capătului barei sub sarcină se face similar cazului anterior. În bară se propagă o undă elastică *OA*. După trecerea ei prin bară, tensiunea este σ_E, corespunzătoare limitei de elasticitate a materialului. Dacă se notează deplasarea particulei pe unda directă:

$$\mu_1 = f_1(c_0 t - x),$$

deci tensiunea pe unda directă

$$\sigma_1 = E\frac{\partial u_1}{\partial x},$$

iar pe unda inversă:

$$u_2 = f_2(c_0 t + x)$$

și

$$\sigma_2 = E\frac{\partial u_2}{\partial x},$$

atunci se poate demonstra [11] că, dacă capătul nelovit este liber, tensiunea pe unda reflectată este egală cu cea de pe unda directă, dar cu semn schimbat. Deci un impuls de compresiune devine, după reflectare, unul de întindere și invers. Unda de încărcare *OA* se va reflecta ca o undă de descărcare *AB* și pe porțiunea unde pătrunde unda reflectată: $\sigma = \sigma_1 + \sigma_2 = 0$.

Dacă capătul nelovit este fix, cele două tensiuni pe cele două unde sînt egale și de același semn. Aceasta înseamnă că tensiunea rezultată pe porțiunea în care pătrunde unda reflectată este

$$\sigma = \sigma_1 + \sigma_2 = 2\sigma_E,$$

deci unda este plastică, reprezentată în *figura 1* prin dreapta *AM*.

În realitate, lovitura dată la capătul barei depășește limita de elasticitate a materialului, din capătul lovit pornește încă o undă directă, și anume a deformației plastice. Aceasta, conform celor arătate anterior, are viteza de deplasare mai mică și este reprezentată în grafic prin dreapta *OP* [7], [11].

Situația arătată, și anume în cazul barelor de lungime finită, se apropie destul de mult de cea a forjării libere a pieselor. În cazul acesta, interesează

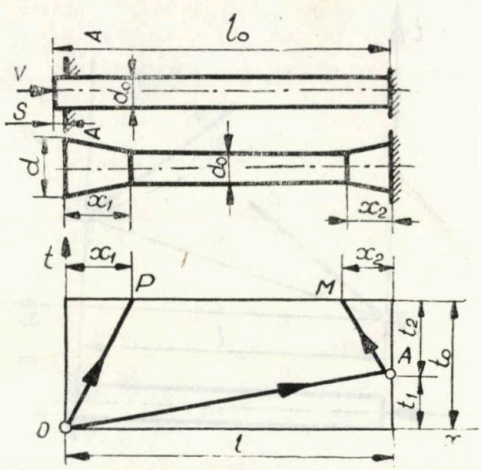


Fig. 2.

precizarea următoarelor aspecte: prezența fenomenului propagatoriu în piesele neîncălzite și încălzite, vitezele de propagare a undelor de deformație și în funcție de aceasta, adîncimea pînă la care se propagă aceste unde, și în mod special cele ale deformației plastice, Lucrarea își propune să studieze aceste aspecte. În studiul lor s-a pornit de la considerațiile teoretice arătate.

Principiul de lucru rezultă din *figura 2*. Aici s-a luat în considerare epruveta de formă cilindrică cu diametrul d_0 și lungimea inițială l_0. Epruveta este lovită la unul dintre capete (celălalt fiind fixat rigid) cu un berbec, dezvoltînd o viteză de lucru v în intervalul 30—60 m/s. Pentru ca valoarea vitezei să rămînă aproximativ constantă pe tot timpul încărcării epruvetei, deformarea acesteia s-a limitat cu sistemul rigid AA, realizînd astfel o cursă de lucru a berbecului s. Datorită acestui lucru, energia consumată pentru deformarea metalului este mică (luată în raport cu energia totală a berbecului, care și ea este redusă) surplusul de energie consumîndu-se prin deformarea plastică a unui suport de plumb, așezat în mod adecvat în dispozitivul de încercare.

Întrucît situația arătată corespunde celei a barelor de lungime finită cu unul dintre capete fixat rigid, înseamnă că va trebui luat în considerare cazul corespunzător analizat mai înainte. Astfel, din capătul lovit al epruvetei vor porni două unde, și anume una elastică și în urma ei cea plastică directă. Unda plastică directă se va propaga în epruvetă pe o anumită porțiune de lungime x_1. La rîndul său unda elastică se reflectă ca undă plastică și, în consecință, va pătrunde în epruvetă pe o porțiune corespunzătoare lungimii x_2. Evident, cele două porțiuni arătate, x_1 și x_2, corespund timpului t_0 în care are loc deformarea epruvetei pe porțiunea s.

Pe porțiunile epruvetei în care au pătruns undele de deformație plastică, materialul se deformează și în consecință, diametrul său se modifică. Conform relației (2), viteza de deplasare a undei de deformare plastică este variabilă, depinzînd de gradul de deformare, respectiv panta tangentei dusă la curba σ-ε — a materialului respectiv. Este firesc deci ca deformațiile mai mari să aibă viteze de propagare mici și invers. Pentru acest motiv, forma epruvetei în zona deformată este cea arătată în *figura 2*.

Pe baza considerațiilor precizate se poate defini ca viteză măsurabilă a frontului undei de deformație plastică viteza cu care se va deplasa secțiunea

cu cea mai mică deformaţie, materializată prin modificarea corespunzătoare a diametrului epruvetei. Această viteză este

$$c_1 = \frac{x_1}{t_0} \text{ [m/s]},$$

în care

$$t_0 = \frac{s}{v} \text{ [s]}.$$

Viteza c_1 va fi unul dintre parametrii urmăriţi în cadrul acestei lucrări şi ne va da indicaţii în privinţa adîncimii de pătrundere a deformaţiilor plastice în materialele supuse şocului. Mărimile x_1 şi s s-au obţinut prin măsurarea cu aparatură adecvată. Lungimea x_1 s-a măsurat prin urmărirea variaţiei diametrului epruvetei după realizarea loviturii.

În vederea realizării părţii experimentale s-a folosit o maşină *(fig. 3)* capabilă să dezvolte viteze ale berbecului între 20 şi 60 m/s.

Maşina proiectată de autor are berbecul *1* condus pe doi stîlpi prismatici *2*. Epruveta supusă încercării şi dispozitivul în care este montată *3*, sînt aşezate în partea inferioară a maşinii, pe un postament masiv de fontă *6*. Berbecul este accelerat în vederea obţinerii vitezei de lucru cu ajutorul unor şnururi de cauciuc *4*. Tensionarea şnururilor de cauciuc se face cu ajutorul unor tambure *7*, fixate în partea inferioară a maşinii. Fixarea berbecului la o anumită înălţime se face cu ajutorul unui dispozitiv *5*, care în acelaşi timp poate realiza şi declanşarea lui. Spre deosebire de alte maşini similare [1], [5], [8], maşina arătată, prin faptul că realizează tracţiunea şnururilor de cauciuc de jos, permite încercări atît la compresiune, cît şi la întindere.

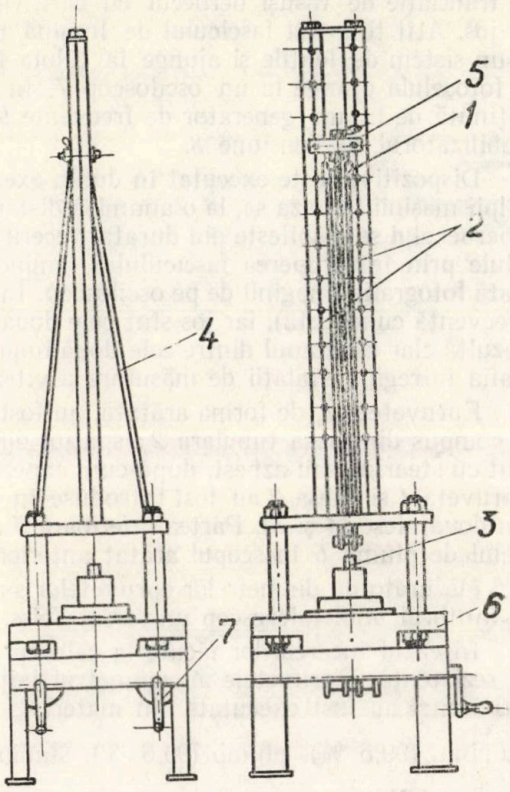


Fig. 3.

O problemă importantă legată de maşina folosită a fost şi cea a măsurării vitezei berbecului în ultima sa fază de mişcare. În acest scop a fost utilizat un dispozitiv al cărui principiu de lucru

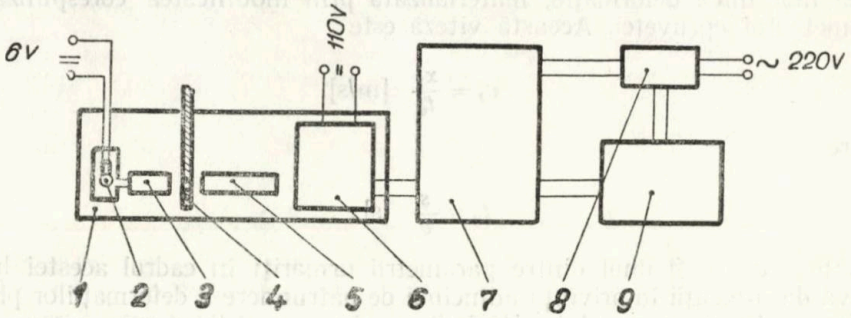


Fig. 4.

rezultă din *figura 4*. Aici pe placa de bază *1* este montată sursa de lumină *2*. Fasciculul luminos este concentrat cu ajutorul unui sistem optic *3*. Întreruperea fasciculului luminos este realizat de o placă *4*. Placa este pusă în mișcare de translație de însuși berbecul cu care vine în contact la mișcarea acestuia în jos. Atît timp cît fasciculul de lumină nu este întrerupt, acesta trece printr-un sistem de lentile și ajunge la celula fotoelectrică *6*. Impulsul electric de la fotocelulă ajunge la un osciloscop *7*, în care este introdusă o bază de timp obținută de la un generator de frecvențe *9*. Din schemă mai face parte și stabilizatorul de tensiune *8*.

Dispozitivul este executat în dublu exemplar și se montează pe unul dintre stîlpii mașinii la baza sa, la o anumită distanță *H* unul de celălalt. Viteza medie a berbecului se stabilește din durata trecerii sale pe distanța *H*, sesizată de fotocelule prin întreruperea fasciculului luminos care cade pe ele. În *figura 5* se arată fotografia imaginii de pe osciloscop. În partea superioară este baza de timp (frecvență cunoscută), iar jos sînt cele două impulsuri obținute de la fotocelule. Rezultă clar că timpul dintre cele două impulsuri este ușor de determinat. Fotografia întregii instalații de măsurare a vitezei se vede în *figura 6*.

Epruvetele *1*, de forma arătată, au fost introduse în dispozitivul din *figura 7*, compus din piesa tubulară *2*; spațiul dintre epruvete și piesa *2* a fost umplut cu stearină sau azbest, după cum experiențele s-au făcut la rece sau la cald. Epruveta *1* și piesa *2* au fost introduse în cilindrul cu pereții groși *4*, realizat din două piese (*4* și *5*). Partea inferioară *5* a cilindrilor exteriori s-a sprijinit pe inelul de plumb *6* în scopul arătat anterior.

Măsurătorile diametrelor epruvetelor s-a făcut cu precizie de 1/1000 mm, cu ajutorul unui microscop universal Zeiss.

În cazul încercărilor făcute la cald epruvetele s-au încălzit într-un cuptor cu rezistență. Epruvetele au diametrul inițial de 10 mm și lungimea în jur de 100 mm și au fost executate din materiale diferite, anume din cupru (99,5 %), aluminiu (99,5 %), plumb (99,6 %), staniu (99,9 %) și oțel $\left(C=0{,}15\ \%,\ \sigma = 3800\ \frac{daN}{cm^2}\right)$.

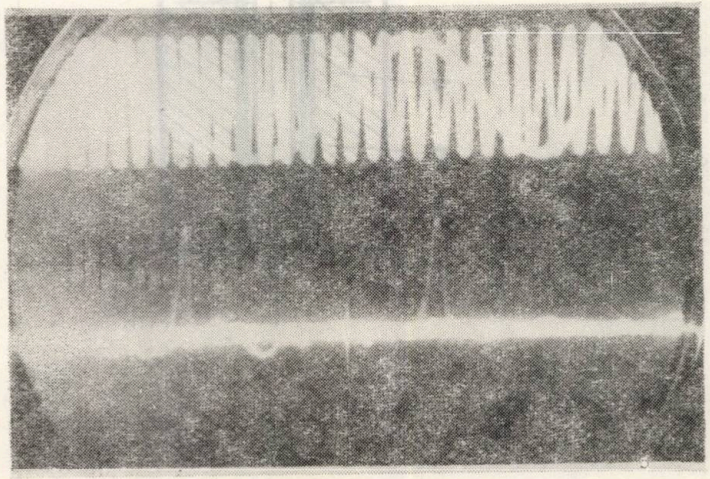


Fig. 5.

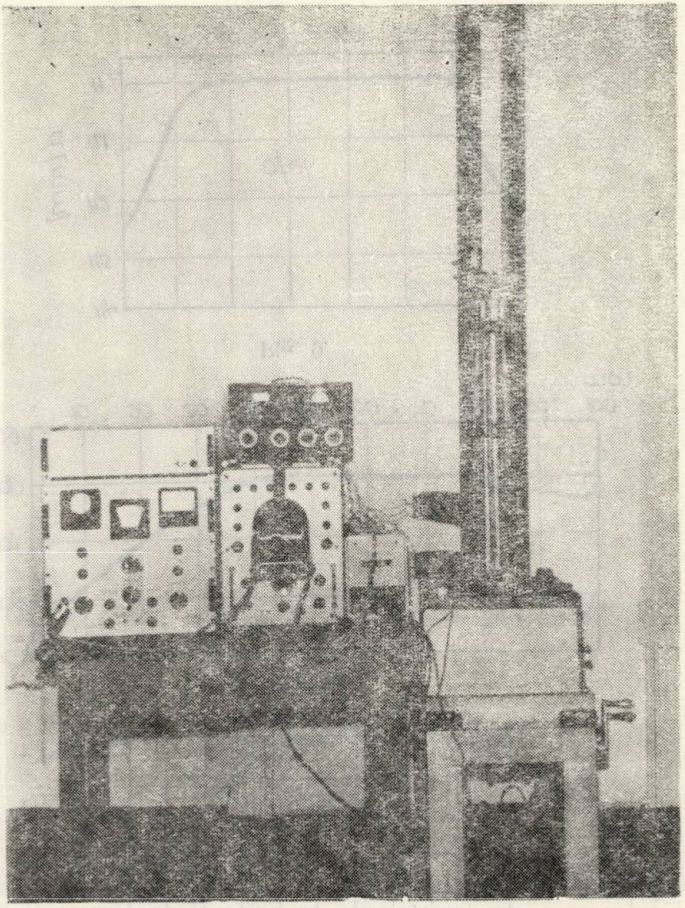


Fig. 6.

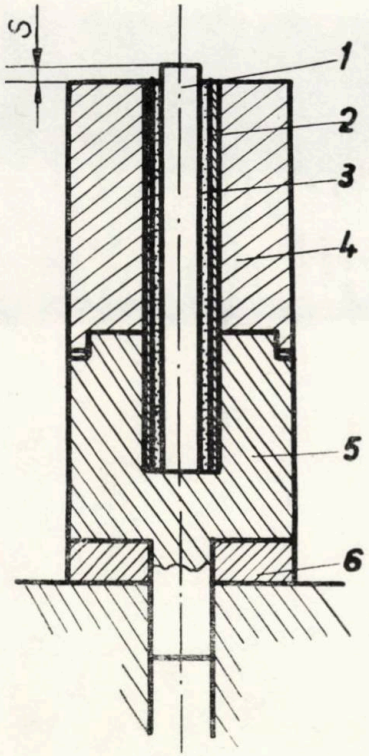


Fig. 7.

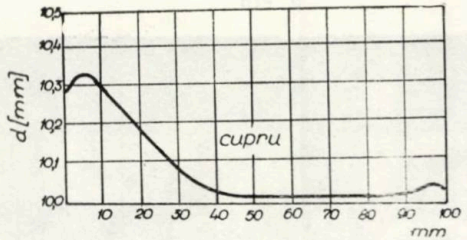


Fig. 8.

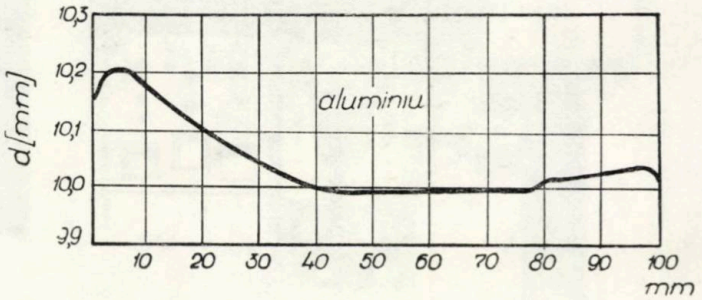


Fig. 9.

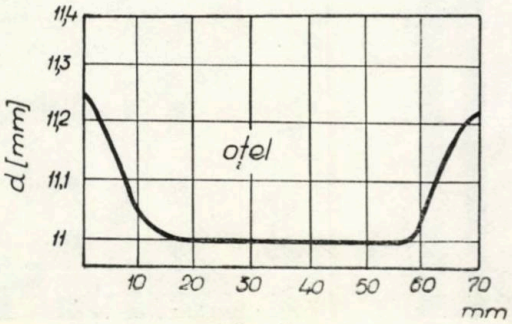


Fig. 10.

Pentru toate materialele arătate s-au făcut încercările la rece (20°C), iar pentru cupru, aluminiu și oțel și la cald, acestea fiind încălzite la temperaturile de forjare. Prin aceasta s-a avut în vedere necesitatea comparării în primul rînd a rezultatelor obținute.

În urma încercărilor făcute prin metoda arătată s-au putut trasa o serie de diagrame de variație a diametrelor epruvetelor de-a lungul lor. Astfel, în *figurile 8, 9,* și *10* se arată rezultatele obținute pe epruvete la temperatura normală (20°C). Din aceste diagrame rezultă în mod evident că teoria arătată anterior se confirmă practic, lucru de altfel verificat și de alți autori [1], [6], [8] în cazul deformării la rece. În toate cazurile s-a putut pune în evidență prezența fenomenului propagatoriu al deformațiilor plastice privind atît unda directă, cît și cea reflectată. Bazați pe aceste rezultate, s-au trasat diagramele din *figurile 11* și *12*, similare celor arătate anterior în *figurile 1* și *2*; de data aceasta în condițiile concrete arătate.

Rezultatele obținute la determinarea vitezelor de propagare a deformațiilor plastice se arată în *tabela 1.* Rezultă că la cupru și la aluminiu s-a putut determina și viteza de propagare a undei elastice c_0, care are la aceste metale valori apropiate vitezei de propagare în ele a sunetului (la cupru $c_0=3580$ m/s și la aluminiu $c_0=5241$ m/s).

Tabela 1

Materlal	C_1 (C_1')	C_0 (C_0')	Temperatura [°C]	Viteza de lovire [m/s]
cupru	744	3450	20	38
aluminiu	1200	5460	20	
staniu	—	—	20	
plumb	254	—	20	
oțel	615	—	20	
cupru	510	1830	950	
aluminiu	810	—	450	
oțel	468	—	1180	

Făcînd o comparație între vitezele teoretice de propagare a deformației elastice și cele reale măsurate de noi, se observă că diferența este de 3,5 % la cupru și 4,2 % la aluminiu. În diagramele din *figurile 11* și *12*, aceste diferențe sînt puse în evidență prin trasarea cu linii diferite a celor două cazuri (linia plină reprezintă situația reală).

La staniu nu s-au putut stabili datele de mai sus din cauza neuniformităților apărute la suprafața epruvetelor, care nu au permis stabilirea cu precizie a frontului undei de deformare plastică deși el există.

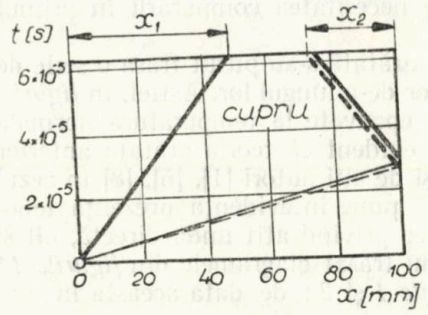


Fig. 11.

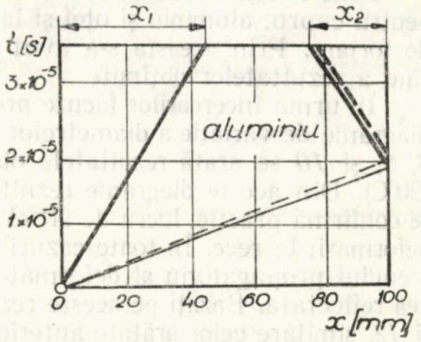


Fig. 12.

În cazul epruvetelor de plumb s-a putut determina numai viteza undei plastice directe *(fig.13)*, ceea ce se poate explica prin vitezele reduse de propagare a deformațiilor elastice în plumb și prin prezența lor redusă.

La încercările făcute la cald s-a folosit aceeași metodologie de lucru. S-au obținut diagrame similare celor arătate anterior. Astfel, în *figurile 14—17* se arată variația diagramelor de-a lungul epruvetelor pentru cupru, aluminiu și oțel. Valorile rezultate ale vitezelor de propagare a undelor sînt date în *tabela 1.*

Rezultă că și în metalele calde este prezent fenomenul propagatoriu al deformațiilor plastice și elastice. S-a putut măsura și în aceste cazuri un front al undei deformației plastice în toate cazurile analizate și viteza sa de propagare este înscrisă în tabelă. Prin mărirea corespunzătoare a porțiunii lovite *s*, s-a putut pune în evidență în cazul epruvetelor de cupru prezența undei de deformație elastică prin efectele sale la reflectare *(fig.15)*.

Comparînd rezultatele obținute prin deformare la rece și la cald, se observă destul de evident diferențele în ceea ce privește vitezele de propagare a frontului undei de deformație plastică, și anume în sensul că la cald aceste viteze sînt mai mici decît la rece în toate cazurile.

Diferențele arătate s-au putut pune în evidență nu numai pentru frontul undei de deformație plastică, ci și pentru undele corespunzătoare diferitelor grade de deformație a metalului. Astfel, pe baza relației care există între gradul de deformare și dimensiunile epruvetei, și anume

$$\varepsilon = 1 - \left(\frac{d_0}{d}\right)^2,$$

s-au putut trasa diagramele din *figurile 18* și *19.*

Diagramele arată variația vitezei de propagare a undelor plastice pentru diferite grade de deformare în cazul cuprului și al aluminiului.

Din cele arătate pînă acum rezultă o seamă de concluzii atît cu caracter fundamental, cît și practic.

1. În cazul deformării metalelor prin șocuri se pune în evidență fenomenul propagatoriu al undelor de deformație elastică și plastică. Acest lucru, demon-

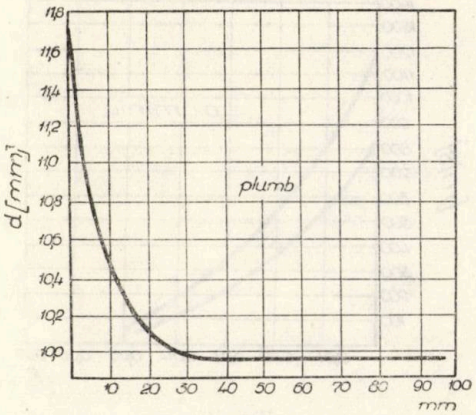


Fig. 13.

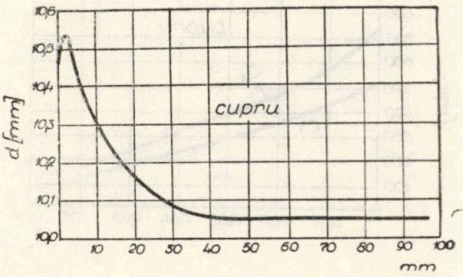


Fig. 14.

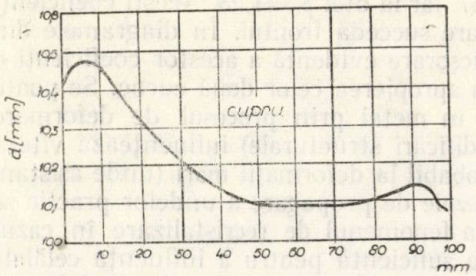


Fig. 15.

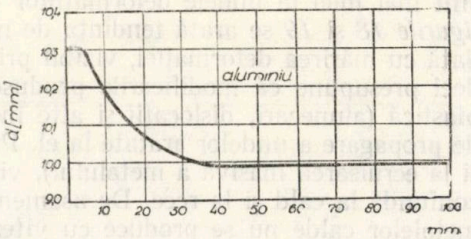


Fig. 16.

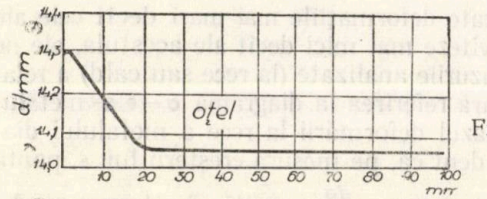


Fig. 17.

strat pe cale teoretică, s-a verificat în cazul barelor de lungime finită și pe cale experimentală. În toate cazurile cercetate s-a pus în evidență un front măsurabil al undelor deformațiilor plastice. Subliniem în mod deosebit cazul deformării la cald a metalelor, unde de asemenea fenomenul propagatoriu este prezent, asemănător cazului deformării la rece a metalelor.

Valorile vitezelor de propagare atît a frontului undei plastice, cît și a undelor de propagare a deformațiilor ce urmează frontul sînt mai mici în cazul deformării la cald (c_1') decît la rece (c_1). Astfel, pentru fronturile undelor, raportul $\beta_0 = \frac{c_1}{c_1'}$

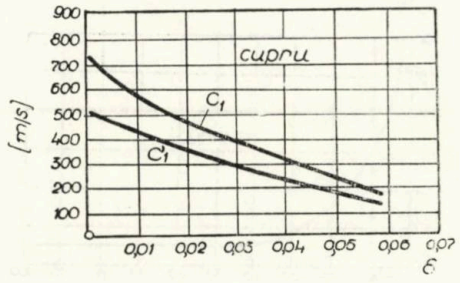


Fig. 18.

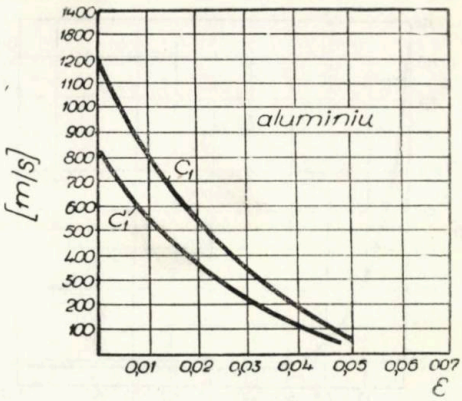


Fig. 19.

este la cupru $\beta_0 \cong 1{,}4$, la aluminiu $\beta_0 \cong 1{,}57$, iar la oțel $\beta_0 = 1{,}23$. Acești coeficienți sînt mai mici la undele deformațiilor care succedă frontul. În diagramele din *figurile 18* și *19* se arată tendința de micșorare evidentă a acestor coeficienți o dată cu mărirea deformației, vizibil prin apropierea celor două curbe. Se poate deci presupune că modificările produse în metal prin procesul de deformare plastică (alunecări, dislocații și alte modificări structurale) influențează viteza de propagare a undelor arătate la el. Probabil la deformații mari (unde asistăm și la ecruisarea masivă a metalului), vitezele de propagare a undelor practic se confundă la cald și la rece. De asemenea fenomenul de recristalizare în cazul metalelor calde nu se produce cu viteză suficientă pentru a influența celălalt fenomen, și anume de ecruisare, așa cum se întîlnește în cazul deformării statice a metalelor.

2. Întrucît în toate cazurile analizate deformațiile mai mari decît cele ale frontului undei plastice se propagă cu viteze mai mici decît ale acestuia, ele ne duc la concluzia valabilității în toate cazurile analizate (la rece sau cald) a relației (3). Această dependență face necesară referirea la diagrama $\sigma - \varepsilon$ a metalului respectiv. Este evident că pentru cazul deformării la rece a metalului diagrama $\sigma - \varepsilon$ demonstrează destul de evident că, pe măsura creșterii lui ε, panta curbei (unghiul α) scade, deci ținînd cont că $\operatorname{tg}\alpha = \frac{d\sigma}{d\varepsilon}$, rezultă că viteza c_1 scade.

Comparînd acum diagramele $\sigma - \varepsilon$ trasate *(fig.20)* la același metal, dar la temperaturi diferite, apare clar faptul că panta curbei $\sigma - \varepsilon$ pentru grade de deformații egale este mai mică la cald decît la rece. Deci concluzia trasă anterior referitoare la diferențele de viteză a undelor plastice de deformație se explică și în acest mod. Chiar mai mult, faptul că la deformațiile mari pantele curbelor încep să se apropie ca valoare explică și observația arătată la analiza curbelor din *figurile 18* și *19*, și anume tendința lor de apropiere.

Desigur că aceste fenomene sînt prezentate aici mai mult sub aspect calitativ. În acest sens considerăm că nu ar fi lipsită de interes precizarea lor și sub

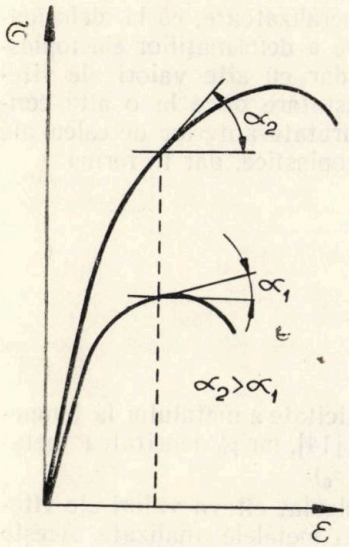


Fig. 20.

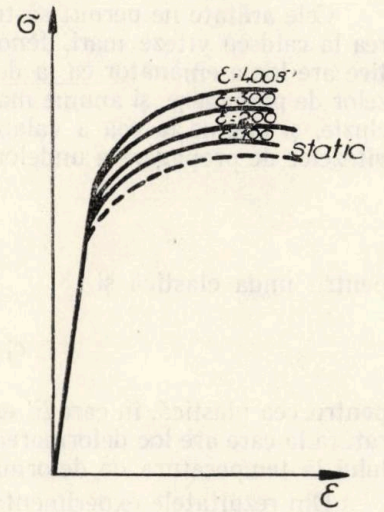


Fig. 21.

aspect cantitativ. Rezultate interesante s-ar putea obține prin determinarea valorii vitezelor de propagare a undelor de deformație direct din diagramele $\sigma-\varepsilon$, trasate cu viteze corespunzătoare celor arătate anterior.

În legătură cu cele de mai sus este necesar a se arăta că în toate cazurile s-a făcut referire la diagrama $\sigma-\varepsilon$ (tracțiune sau compresiune), realizată pe cale statică. Evident că, la o apreciere cantitativă a fenomenelor, în aceste cazuri se introduce o anumită eroare. Considerăm însă că sub aspect calitativ concluziile trase sînt și rămîn valabile. De altfel tot diagramele statice au stat și la baza considerațiilor teoretice și a verificărilor lor experimentale făcute de alți cercetători, ca, de exemplu, T. Kármán [1] și alții.

Rezultă de aici ideea necesității punerii la punct a unei metodologii de trasare a diagramelor $\sigma-\varepsilon$ cu diferite viteze de lucru și, pe cît posibil, apropiate celor arătate mai sus. Cele folosite curent nu satisfac în prezent [14] din cauza vitezelor reduse de lucru (3–7m/s).

Din unele încercări făcute [9] în acest sens (de exemplu *fig.21)* rezultă că sub aspect cantitativ această diferență este destul de mare între curbele obținute dinamic și cele statice, însă s-a evidențiat și faptul că pantele curbelor s-au modificat mai puțin, deci rămîne valabilă concluzia de mai sus trasă de noi.

În cazul deformării plastice cu viteză mare la cald a metalelor s-a pus în evidență și fenomenul propagării undelor de deformație elastică. Acestea au viteze de propagare mai mici decît în cazul pieselor deformate la rece. Spre exemplu, în cazul experimentărilor noastre, la cupru s-a putut stabili raportul

$$\beta_0 = \frac{c_0}{c_0'} = 3{,}2.$$

Cele arătate ne permit să tragem concluzia generalizatoare, că la deformarea la cald cu viteze mari, fenomenul de propagare a deformaţiilor elastoplastice are loc asemănător ca la deformarea la rece, dar cu alte valori ale vitezelor de propagare, şi anume mai mici. Această constatare duce la o altă concluzie, şi anume la cea a valabilităţii formulelor arătate anterior de calcul ale vitezelor de propagare a undelor deformaţiilor elastoplastice, dar în forma

$$c_0' = \sqrt{\frac{E'}{\rho_0'}}, \quad [\text{m/s}]$$

pentru unda elastică şi

$$c_1' = \sqrt{\frac{d\sigma/d\varepsilon}{\rho_0'}}, \quad [\text{m/s}]$$

pentru cea plastică, în care E' este modulul de elasticitate a metalului la temperatura la care are loc deformarea metalului ($E' < E$) [14], iar ρ_0' densitatea metalului la temperatura de deformare a acestuia ($\rho_0' < \rho_0$).

Din rezultatele experimentale obţinute s-au calculat cîteva valori ale vitezelor de propagare a undelor elastice şi plastice în metalele analizate. Aceste valori sînt importante pentru practică şi mai ales pentru deformarea liberă a metalelor cu viteze mari atît la rece, cît mai ales la cald, întrucît ne permit, în primul rînd, să ne facem o idee despre ordinul lor de mărime. În al doilea rînd ele fac posibilă clarificarea unor fenomene întîlnite în practică. Astfel, de exemplu se poate acum explica de ce la forjarea liberă cu viteze mari nu se poate obţine deformarea plastică dorită în interiorul materialului. Spre exemplu, dacă se forjează liber o bară de oţel cu diametrul de 300 mm şi se utilizează un ciocan uşor cu ajutorul căruia se obţine la fiecare lovitură o deformare redusă (de exemplu 1 mm), atunci la o viteză de 10 m/s durata loviturii este $t = 1 \cdot 10^{-4}$ s. Dacă, pentru simplificare, se ia în considerare numai cazul propagării undelor longitudinale (în acest caz se propagă şi altfel de unde, de exemplu transversale, deoarece materialul are grosime mare) şi viteza de propagare a deformaţiilor plastice longitudinale $c_1 = 600$ m/s, atunci frontul undei deformaţiei plastice pătrunde în material la o adîncime de $x = c_1 \cdot t = 600 \cdot 1 \cdot 10^{-4} = 0{,}06$ m $= 60$ mm. Dacă oţelul este încălzit la temperatura de forjare, atunci adîncimea la care pătrunde deformaţia plastică este: $x' = c_1' \cdot t$, adică $x' = 500 \cdot 1 \cdot 10^{-4} = 50$ mm, deci $x' < x$. Este necesar să se precizeze că valorile calculate se referă la frontul undei plastice, deci a deformaţiei celei mai reduse a metalului. Aceasta înseamnă că deformaţii mai mari care se vor propaga cu viteze mult mai mici nu vor putea pătrunde în adîncime în material. De exemplu, dacă se calculează adîncimea de propagare în oţel a unei deformaţii $\varepsilon = 0{,}4$, se obţine viteza de propagare a sa, care este $c_1 = 100$ m/s. Această deformaţie ajunge la adîncimea $x'' = 0{,}01$ m $= 10$ mm în cazul deformării la rece şi ceva mai mică în cazul deformării la cald.

La forjarea cu viteză mare la cald a metalelor, unde sînt importante deformaţiile mari, se observă că aceste deformaţii se propagă cu viteze mai mici şi deci că pătrund la mică adîncime în metal. Aceste concluzii rezultă la analiza

datelor din *tabela 2*, în care s-au făcut calcule similare celor de mai sus pentru v=20 m/s şi v=60 m/s în cazul deformării la rece a oţelului. În felul acesta se explică fenomenul arătat, şi anume că la forjarea metalelor cu viteze mari nu se obţine deformarea dorită în miezul materialului.

Tabela 2

v[m/s]	x	x′	x″
	mm		
10	60	50	10
20	50	25	5
60	10	8,5	1,6

Din cele arătate mai rezultă că metoda forjării libere cu viteze mari nu are perspective de dezvoltare atîta timp cît se urmăreşte deformarea plastică a unui metal în toată secţiunea sa. Construirea de astfel de maşini în asemenea scopuri ar fi nejustificată.

Realizarea unor astfel de maşini poate fi avută în vedere numai în cazurile în care se urmăreşte forjarea unor metale numai în straturi de suprafaţă. În asemenea cazuri se justifică preocuparea pentru construirea unor astfel de maşini, perfecţionarea lor şi chiar automatizarea lor. În acest sens pot fi avute în vedere, de exemplu, maşini de tipul celor reducătoare rotative.

BIBLIOGRAFIE

1. Th. Kármán P, Duwez, *The Propagation of Plastic Deformation in Solids*, Collected Works of Th, v, Kármán *IV* London. 1956,
2. G. I, Taylor *The Testing of Materials at High Rates of Loading*, J, Inst, Civil, Engrs. *26.* (1946),
3. A. A, Rahmatulin, *O rasprostranenii volnî razgruzki*, P. M. M, *IX. 1.* (1945),
4. G. S, Şapiro, *Prodoline kolebanie sterjen*, P. M. M. *X. 5—6.* (1946),
5. D. S, Clark. P. Duwez, *The Influence of Strain Rate on some Tensile Properties of Steel*, Proceedings Amer, Soc, Testing Materials. *50* (1950),
6. M. P, White. Le Van Griffs. *The Propagation of Plasticity in Uniaxial Compression*, J, Appl, Mech. *15. 3.* (748)
7. M. P, White, *On the Impact Behaviour of a Material With a Yield Point*, J. Appl, Mech. *16. 1.* (1949),
8. F. Drastik, *Základi a perspektivy kováni velkymi rychlostmi*, Strojirenstvi, *10.* (1962),
9. L. E. Malvern, *The Propagation of Longitudinal Waves of Plastic Deformation in a Bar of Material Exhibiting a Strain Rate Effect.* J, Appl, Mech. *18, 2,* (1950).
10. H. Kalsky. *Volni napriajenia v tviordih telah*, Izd, inostr, lit. Moskva 1955.
11. N. Cristescu, *Probleme dinamice în teoria plasticităţii*. Edit. tehnică. Bucureşti, 1958.
12. * * * *High-Velocity Forming of Metals*, ASTME, 1964.
13. N. Cristescu. *Dynamic plasticity*. North Holand Publishing Company Amsterdam, 1967.
14. A. Farlik E. Ondracek. *Teorie dynamického tvareni SNTL*, Praha. 1968.

Lucrare predată la 29 octombrie 1969

CONSIDERAȚII ASUPRA SENSIBILITĂȚII FAȚĂ DE ÎNCREST ĂRI A OȚELULUI 17 M 13

T. SĂLĂGEAN, D. DEHELEANU

Centrul de sudură și încercări la oboseală, Timișoara

În lucrare se cercetează sensibilitatea la încrestări a oțelului *17 M 13* cu ajutorul metodei comparației valorilor de reziliență determinate pe epruvete Mesnager și Charpy V, Se cercetează acțiunea a trei factori fragilizanți : deformarea plastică la rece între *2* și *10%* ; temperatura de încălzire după deformare plastică la rece între *200* și *400°C* și temperatura de încercare între *+20* și *—20°C*,

Rezultatele arată că oțelul în stare normalizată nu este sensibil la scăderea temperaturii de încercare și nici nu este sensibil la factorii deformare — încălzire, atîta timp cît temperatura de încercare nu scade. cu excepția combinației *10% — 300°C*, Acest tratament aduce o creștere periculoasă a sensibilității la încrestări,

La temperaturi scăzute și la acțiunea factorilor deformare-încălzire, oțelul *17 M 13* devine sensibil față de încrestări,

1. Sensibilitatea față de încrestări *(SFI)* a oțelurilor are importanță generală la conceperea construcțiilor metalice și, în mod deosebit, la construcțiile sudate. Procesele de sudare introduc încrestări de natură geometrică în locurile de trecere de la cusătură la metalul de bază. Totodată prin încălzirile locale și rapide, urmate de răciri cu viteze mari, procesele de sudare introduc deformări locale, modificări de structură și tensiuni proprii, provocînd "încrestări metalurgice" mai ales în zona influențată termic *(ZIT)* din metalul de bază.

Cercetarea *SFI* se face prin mai multe metode. În această lucrare noi ne-am folosit de metoda bazată pe compararea cifrelor de reziliență date de epruvete Mesnager *(KU)* și Charpy V *(KV)*. Ideea centrală este următoarea : epruveta Mesnager, avînd fundul încrestării rotunjit se rupe dacă învingem rezistența oțelului față de generarea unei fisuri *(RGF)* și rezistența oțelului față de propagarea fisurii formate în oțel *(RPF)*. Cu alte cuvinte, rezultatul incercării de reziliență pe epruvetă Mesnager (KU) este o măsură a lui *RGF+RPF*, ceea ce notăm simbolic

$$KU \perp RGF+RPF \qquad (1)$$

Epruveta Charpy V cu crestătura ascuțită se poate considera că are fisura formată și că deci pentru ruperea ei trebuie învinsă numai *RPF* a oțelului, adică rezultatul unei încercări de reziliență pe epruveta Charpy V este o măsură a lui *RPF*, ceea ce notăm simbolic

$$KV \triangleq RPF \tag{2}$$

Rezultă deci că prin determinarea la același oțel a lui *KU* și *KV*, putem obține separat pe *RGF* și *RPF* astfel:

$$\begin{aligned} RGF &\triangleq KU - KV, \\ RPF &\triangleq KV, \end{aligned} \tag{3}$$

Încrestăturile constructive și cele introduse de procesele de sudare constituie locurile preferate pentru amorsarea fisurilor. În consecință, dacă *RPF* este mare în raport cu *RGF*, oțelul se va opune la propagarea fisurilor formate la încrestăturile construcției, adică oțelul va fi puțin sensibil față de încrestări. Se poate deci considera că diferența dintre *KU* și *KV* este o măsură a lui *SFI*, ceea ce notăm simbolic

$$SFI \triangleq KU - KV \tag{4}$$

deci *SFI* va fi cu atît mai mică, cu cît diferența dintre cifrele de reziliență determinate pe epruvete Mesnager și Charpy V va fi mai redusă.

Folosind această metodă și rezultatele experimentale obținute în cadrul unor cercetări de fragilizare tensotermică întreprinse în Laboratorul de procese metalurgice de la Secția de sudură a Centrului de cercetări tehnice din Timișoara al Academiei R.S. România, s-au întreprins cercetările ce vor fi expuse în continuare. Experimentările s-au făcut pe oțel *17 M 13*, culeul 43165 avînd următoarea compoziție chimică:

0,17%C; 0,39%Si: 1,32%Mn; 0,022%P; 0,013%S, 0,14%Cu; 0,10% V
0,03%Al; 0,02%Cr; 0,04%Ni.

Pentru cercetările de fragilizare tensotermică s-au efectuat măsurători de reziliență Mesnager și Charpy V la temperaturile de 20 și −20°C, după ce oțelul a fost deformat la rece cu 2, 5 .și 10% și încălzit apoi la temperaturile de 200, 300 și 400°C. Rezultatele obținute sînt date în *tabela 1*, în care s-au introdus următoarele notații:

KU (+20) – rezilienta Mesnager determinată la +20°C
KU (−20) – " " " −20°C
KV (+20) – " Charpy V " +20°C
KV (−20) – " " " −20°C

δ – deformarea plastică la rece
ϑ – temperatura de încălzire după deformarea plastică la rece.

În *tabela 1* sînt date valorile medii ale rezilienţelor şi intervale de confidenţă ale mediilor la o încredere de 95%, iar în paranteză sînt trecute numărul de epruvete folosite la determinarea mediei. Nu în toate cazurile numărul de epruvete folosite la determinarea mediei este egal cu numărul de epruvete încercate, pentru că unele valori au fost eliminate din calcule pe baza criteriului Chauvenet [1].

La oţelul în stare de livrare nu s-au găsit diferenţe semnificative între KU (+20) şi KU (−20), respectiv între KV (+20) şi KV (−20). Aceasta arată că factorul fragilizant dat de scăderea temperaturii, nu are efecte semnificative asupra rezilienţei oţelului în stare de livrare, adică normalizat. S-au obţinut deci pentru oţelul 17 M 13 în stare normalizată rezilienţele următoare:

Tabela 1

ϑ°C	Epruvete	Temp. de încercare	δ % 2	δ % 5	δ % 10
200	KU	+20	18,40±0,53	(5) 18,00±0,42	(14) 18,10±0,79 (8)
		−20	18,70±0,83	(4) 19,00±0,98	(5) 15,10±1,39 (9)
	KV	+20	15,90±0,87	(9) 13,10±0,63	(9) 12,20±0,51 (9)
		−20	10,20±2,68	(7) 8,30±1,62	(7) 7,50±2,05 (7)
300	KU	+20	18,50±0,44	(6) 17,80±0,66	(15) 18,50±0,89 (7)
		−20	18,60±1,02	(8) 16,30±1,43	(9) 15,90±1,10 (8)
	KV	+20	13,90±0,71	(7) 13,10±0,82	(9) 9,20±1,39 (9)
		−20	10,20±2,88	(9) 7,40±0,87	(6) 6,10±1,64 (7)
400	KU	+20	20,00±0,78	(15) 17,60±0,51	(15) 19,00±0,57 (8)
		−20	18,60±1,63	(7) 11,00±3,32	(9) 14,40±2,70 (6)
	KV	+20	14,60±0.87	(9) 12,80±0,39	(9) 13,70±0,54 (9)
		−20	13,90±1,69	(7) 5,40±0,70	(6) 6,70±1,80 (7)

$\overline{KU}_0 = 24{,}55 \pm 0{,}88.$

$\overline{KV}_0 = 19{,}05 \pm 1{,}58.$

Toate valorile de rezilienţă sînt date, în toată lucrarea de faţă, în mkgf/cm².

2. În tot ce urmează vom numi tratament operaţia de deformare plastică la rece, urmată de încălzirea respectivă. Tratamentele se vor nota cu T urmat de o paranteză în care se trec: valoarea lui δ şi valoarea lui ϑ.

După cum se vede, orice tratament conţine doi factori fragilizanţi: δ, care provoacă întărirea oţelului prin ecruisare şi ϑ, care provoacă întărirea oţelului prin precipitarea submicroscopică a gazelor din el. Dacă încercările de rezilienţă se fac la +20°C, atunci asupra oţelului acţionează numai cei doi factori

fragilizanți arătați. Încercînd însă rezilienţa la −20°C, se introduce și al treilea factor fragilizant: temperatura scăzută.

Avînd rezultatele încercărilor de rezilienţă la oţelul în stare normalizată, la oţelul fragilizat de acţiunea lui δ și ϑ și la oţelul fragilizat de acţiunea lui δ, ϑ și a scăderii temperaturii, putem să urmărim efectele acestora asupra lui *SFI*.

a) În stare normalizată, rezilienţele nevariind cu temperatura de încercare, obţinem următoarea situaţie:

$$RGF = 5{,}50 = SFI,$$

$$RPF = 19{,}05$$

sau în procente faţă de *KU*:

$$RGF = 22{,}4\% = SFI$$

$$RPF = 77{,}6\%$$

ceea ce arată că respectivul oţel în stare normalizată este puţin sensibil la încre) stări și că sensibilitatea la încrestări variază foarte puţin (statistic nesemnificativ- cînd temperatura scade de la +20 la −20°C.

b) *Tabela 2* arată pe RGF=SFI și *RPF* la oţelul fragilizat sub acţiunea lui δ și ϑ. Mărimile respective sînt date atît în valori absolute cît și procentual faţă de *KU*. Dacă aplicăm valorilor procentuale testul lipsei de semnificaţie [2] a tratamentelor, atunci se obţine următoarea situaţei:

$-T$ (2−200), care dă $SFI = 13{,}6$ și $RPF = 86{,}4$ este semnificativ diferit de celelalte.

$-T$ (10−300), care dă $SFI = 50{,}3$ și $RPF = 49{,}7$ este semnificativ diferit de celelalte.

— restul de 7 tratamente nu sînt semnificativ diferite între ele; ca urmare, pentru aceste tratamente se poate calcula un efect comun cu ajutorul mediei

Tabela 2

ϑ°C	Mărimea	δ%					
		2		5		10	
200	*KU*	18,4	%	18,0	%	18,1	%
	RPF	15,9	86,4	13,1	72,8	12,2	67,4
	SFI	2,5	13,6	4,9	27,2	5,9	32,6
300	*KU*	18,5	%	17,8	%	18,5	%
	RPF	13,9	75,1	13,1	64,1	9,2	49,7
	SFI	4,6	24,9	4,7	35,9	9,3	50,3
400	*KU*	20,0	%	17,6	%	19,0	%
	RPF	14,6	73,0	12,8	72,7	13,7	72,1
	SFI	5,4	27,0	4,8	27,3	5,3	27,9

lor și se obține $SFI=29{,}0$ și $RPF=71{,}0$, valori care la rîndul lor nu diferă semnificativ de valorile găsite la oțelul în stare normalizată.

În *figura 1* am reprezentat pe RPF și SFI așa cum rezultă din calcule, precum și situația după prelucrarea statistică, notate fiind cu *a* și, respectiv *b*.

Se vede că factorii fragilizanți δ și ϑ nu au o influență semnificativă asupra sensibilității la încrestări a oțelului, excepție făcînd două tratamente: T (2−200), care provoacă o scădere semnificativă a lui SFI și T (10−300), care provoacă o creștere semnificativă a lui SFI. În concluzie, la oțelul *17 M 13*, deformațiile de 10% urmate de încălziri la 300°C provoacă o creștere semnificativă a sensibilității față de încrestări. Ca valoare numerică, creșterea lui SFI după aplicarea lui T (10−300) este de 2,25 ori în raport cu oțelul în stare normalizată.

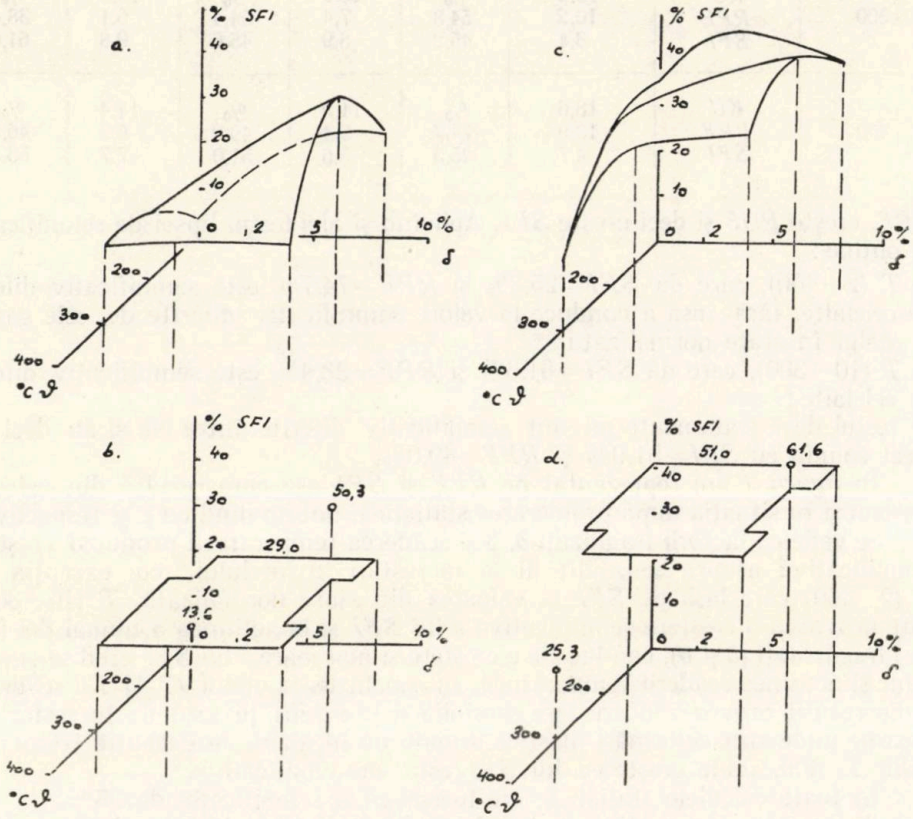


Fig. 1. — Sensibilitatea față de încrestări a oțelului 17M13 după deformare la rece și încălzire: date obținute direct (*a*) și după prelucrare statistică (*b*). Aceeași situație cu factorul fragilizant dat de scăderea temperaturii de încercare: date obținute direct (*c*) și după prelucrarea statistică (*d*).

c). *Tabela 3* arată pe *RGF=SFI* și *RPF* (valori absolute și valori procentuale) la oțelul fragilizat sub acțiunea lui δ, ϑ și a scăderii temperaturii. Se vede că, în general *KV*-ul scade mai mult, odată cu scăderea temperaturii, ceea ce aduce o schimbare substanțială a raportului între *RGF* și *RPF*. Scăzînd

Tabela 3

ϑ°C	Mărimea	δ%					
		2		5		10	
200	*KU*	18,7	%	19,0	%	15,1	%
	RPF	10,2	54,5	8,3	43,7	7,5	49,7
	SFI	8,5	45,5	10,7	56,3	7,6	50,3
300	*KU*	18,6	%	16,3	%	15,9	%
	RPF	10,2	54,8	7,4	54,4	6,1	38,4
	SFI	8,4	45,2	8,9	45,6	9,8	61,6
400	*KU*	18,6	%	11,0	%	14,4	%
	PRF	13,9	74,7	5,4	49,0	6,7	46,5
	SFI	4,7	25,3	5,6	51,0	7,7	53,5

RPF, crește *RGF* și deci crește *SFI*. Aplicînd și aici testul lipsei de semnificație se obține:

– *T* (2–400), care dă *SFI*=25,3% și *RPF*=74,7% este semnificativ diferit de celelalte, fără însă a conduce la valori semnificativ diferite de cele găsite la oțelul în stare normalizată.

– *T* (10–300), care dă *SFI*=61,6% și *RPF*=38,4% este semnificativ diferit de celelalte;

– restul de 7 tratamente nu sînt semnificativ diferite între ele și au deci un efect comun cu *SFI*=51,0% și *RPF*=49,0%.

În *figura 1* am reprezentat pe *RPF* și *SFI* așa cum rezultă din calcule, precum și în situația după prelucrarea statistică, notate fiind cu *c* și respectiv *d*.

Se vede că factorii fragilizați δ, ϑ și scăderea temperaturii produc o creștere semnificativă asupra sensibilității la încrestări o oțelului, cu excepția lui *T* (2–400) care lasă pe *SFI* la valoarea din stare normalizată. *T* (10–300), care provoacă o creștere semnificativă a lui *SFI* și la acțiunea a numai doi factori fragilizanți (δ și ϑ), conduce la o creștere și mai mare a lui *SFI* cînd se suprapune și acțiunea scăderii temperaturii. În concluzie, la oțelul *17 M 13*, scăderea temperaturii provoacă o creștere sensibilă a sensibilității față de încrestări în locurile unde sînt deformări plastice urmate de încălziri, cu excepția tratamentului 2–400, unde creșterea lui *SFI* este nesemnificativă.

În toate calculele statistice, am lucrat cu o semnificație de 95%.

3. Rezultatele cercetării sensibilității oțelului 17 M 13 față de încrestări, folosind metoda comparării valorilor de rezilienă pe epruvete Mesnager și Charpy V, se pot rezuma astfel:

– oțelul în stare normalizată are o sensibilitate la încrestări relativ redusă;

– scăderea temperaturii nu produce creșteri ale sensibilității la încrestare dacă oțelul este în stare normalizată sau dacă oțelul a suferit un tratament 2–400, adică o deformare plastică la rece de 2% urmată de o încălzire la 400°C;
– scăderea temperaturii produce creșteri semnificative ale sensibilității la încrestare dacă oțelul a fost deformat la rece cu 2, 5 și 10% și încălzit apoi la 200, 300 și 400°C, exceptînd tratamentul 2–400:
– deformările plastice la rece, urmate de încălziri nu produc creșteri ale sensibilității la încrestări, dacă temperatura de încercare este de +20°C, exceptînd tratamentul 10–300, care provoacă o creștere semnificativă a sensibilității la încrestare.

Rezumînd situațiile expuse, se obține imaginea din *figura 2*, în care toate tratamentele care nu provoacă creșteri sensibile ale sensibilității la încrestare au fost trecute la valoarea $SFI = 22{,}4\%$.

Din punct de vedere practic, concluziile arătate se prezintă astfel: la construcțiile sudate din oțel *17 M 13*, care lucrează la temperaturi în jurul celei de +20°C, sensibilitatea la încrestări devine periculoasă numai în locurile unde au fost deformări plastice de circa 10% și încălziri în jur de 300 °C. Aceste locuri vor prezenta fisuri numai dacă în imediata lor apropiere sînt încrestări. La construcțiile sudate din oțel 17 M 13 care lucrează la temperaturi scăzute, practic toate locurile unde au fost deformări plastice urmate de încălziri prezintă o mare sensibilitate la încrestări. De aceea este bine să se evite încrestările la construcțiile sudate din oțel 17 M 13, mai ales în vecinătatea cusăturilor.

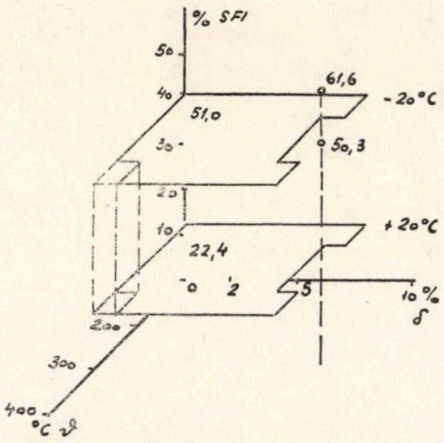


Fig. 2. — Sensibilitatea față de încrestări a oțelului 17M13 prezentată numai prin valorile statistic semnificative cu o semnificație de 95%.

BIBLIOGRAFIE

1. A. G. Worthing și J, Geffner : *Prelucrarea datelor experimentale.* Trad. Ed. tehnică, București, 1959.
2. B, Ostie : *Statistics in research,* The Iowa State University Press. 1964.

FENOMENELE ŞI MĂRIMILE DE SUPRAFAŢĂ ÎN PIROMETALURGIE

F. OPREA
Institutul politehnic Bucureşti

V. TIBEA
IMNR Bucureşti

În lucrare se scoate în evidenţă importanţa fenomenelor de suprafaţă care apar în topiturile metalurgice în procesele de extracţie şi de purificare a metalelor şi modul cum aceste fenomene pot condiţiona cinetica proceselor,

Sînt date valorile mărimilor de suprafaţă (tensiune superficială σ, tensiune interfazica σ_{12}, vîscozitate η, unghi de contact θ) pentru metale şi sistemele care stau la baza zgurilor. matelor şi sărurilor topite, Prezentarea comparativă a acestor mărimi permite definirea topiturilor şi explicarea unor fenomene care au loc la extracţia metalelor,

Consideraţiile privind transportul de substanţă la interfaţă pot fi de un real folos la definirea cineticii proceselor principale din pirometalurgie,

Cinetica şi mecanismul proceselor pirometalurgice sînt într-un grad însemnat determinate de o serie de fenomene de suprafaţă. Studiile şi cercetările mai recente [1]—[6] arată o legătură directă între tensiunea interfazică, vîscozitate, densitate şi pierderile de metale din zguri (pirometalurgia Cu, Ni, Pb etc)., între tensiunea superficială şi randamentul de curent în electrometalurgia metalelor uşoare sau între tensiunea superficială şi intensitatea multor procese pirometalurgice.

1, ENERGIA SUPERFICIALĂ ŞI TENSIUNEA SUPERFICIALĂ.

Particulele din stratul superficial al fazelor lichide se află în condiţii energetice diferite faţă de cele din volum. Ele sînt atrase întrun singur sens, şi anume spre interiorul lichidului, ceea ce are ca urmare faptul că, pe de-oparte, conţinutul de energie al stratului superficial diferă de conţinutul de energie al substanţei din interiorul lichidului, şi pe de altă parte, particulele de la suprafaţă fiind atrase numai în lichid, suprafaţa liberă ia întinderea cea mai mică posibil în condiţiile date.

Energia suplimentară a unităţii de suprafaţă în comparaţie cu aceeaşi unitate în interiorul lichidului reprezintă energia superficială, iar forţa care

tinde să micşoreze suprafaţa este tensiunea superficială. Din punct de vedere mecanic, tensiunea superficială este definită ca forţă de contracţie, exprimată în dyne, care acţionează perpendicular pe o linie de 1 cm din suprafaţă. Dacă

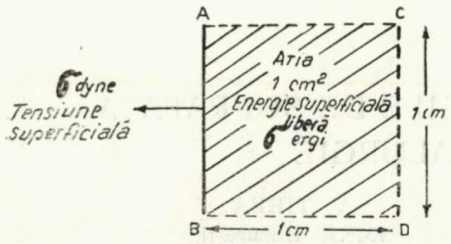


Fig. 1. — AB — o linie de 1 cm lungime conţinută în suprafaţa unui lichid. Energia necesară pentru a întinde suprafaţa lichidului de la AB la CD este σ (ergi), dacă BD este 1 cm şi tensiunea superficială este σ dyn/cm.

tensiunea superficială este σ dyn/cm, energia necesară pentru mărirea suprafeţei cu 1 cm² *(fig. 1)*, adică lucrul mecanic necesar pentru deplasarea unei linii de 1 cm din suprafaţă pe distanţa de 1 cm învingînd tensiunea superficială, este σ erg. Din această cauză, tensiunea superficială se poate exprima în dyn/cm sau erg/cm².

În majoritatea cazurilor ,tensiunea superficială a metalelor *(tab. 1)* este mai mare decît a compuşilor acestor oxizi, sulfuri, cloruri *(tab. 2)*. Tensiunea superficială a lichidelor pure scade întotdeauna cu creşterea temperaturii pînă la punctul critic.

La punctul critic, tensiunea superficială a tuturor lichidelor se anulează. La foarte multe substanţe, scăderea este liniară, fiind descrisă printr-o ecuaţie de forma

$$\sigma = K(T'_k - T)$$

cercetările experimentale [1]-[6] arată că temperatura T'_k, caracteristică fiecărui lichid în parte, diferă foarte puţin de temperatura critică T_{cr}, fiind de obicei cu cel mult 4—6 grade mai mică decît aceasta.

În domeniul temperaturilor întîlnite în practica pirometalurgiei, tensiunea superficială a unor topituri creşte cu temperatura, iar a altora scade. Tensiunea superficială a cuprului în mediu de hidrogen creşte cu temperatura, coeficientul de temperatură avînd valori pozitive ; pentru alte metale (Pb, Au, Ag etc.), tensiunea superficială scade cu creşterea temperaturii, coeficientul de temperatură avînd valori negative *(tabela 1)*.

În cazul aliajelor metalice, coeficientul de temperatură al tensiunii superficiale are valori pozitive sau negative *(fig. 2)* ; în funcţie de compoziţie, el poate trece de la valori negative prin zero la valori pozitive *(tabela 3)*.

Studiile teoretice şi experimentale [2—4], dovedesc faptul că tensiunea superficială a oxizilor are caracter electrostatic ; ea este dependentă nu de întreaga valoare a energiei de legătură din interiorul oxidului, ci numai de valoarea de energie care revine legăturii electrostatice. Dependenţa tensiunii superficiale de mărimile termodinamice [5] (potenţialul termodinamic izobar), pentru

Tabela 1

Metalul	Mediu	Temperatura °C	σ dyn/cm	Metalul	Mediu	Temperatura °C	σ dyn/cm
Aur	H_2	1 120	1 128	Cupru	H_2	1 140	1 120
	H_2	1 200	1 120		H_2	1 200	1 160
	H_2	1 300	1 110		H_2	1 300	1 226
Argint	H_2	995	923	Natriu	argon	110	206
	H_2	1 100	909		argon	206	201
Platina	vid	2 000	1 819	Niobiu	H_2	1 131	1 103
Selen	aer	217	93	Galiu	H_2	35	735
Plumb	H_2	350	453	Bismut	H_2	300	388
	H_2	366	442		H_2	600	367
	H_2	522	429		H_2	779	344
Staniu	H_2	253	526	Mercur	H_2	19	470
	H_2	800	520		aer	15	487
	H_2	878	508		vapori	20	472
Stibiu	H_2	640	350	Magneziu	argon	681	563
	H_2	750	368		argon	723	552
Zinc	H_2	477	753	Aluminiu	argon	706	494
	aer	590	708		argon	794	483
Potasiu	CO_2	62	411	Taliu	vid	300	375

Tabela 2

Substanța	T,°C	σ, dyn/cm	Substanța	T,°C	σ, dyn/cm	Substanța	T,°C	σ, dyn/cm
NaCl	803	113,8	S	141	58,3	O_2	—183	13
KCl	770	97,4	Cu_2S	1300	380	FeO	—	670
SnCl	245	99,5	FeS	1300	348	CaO	—	630
$PbCl_2$	490	138,0	PbS	1300	190	SiO_2	—	290

compușii ionici de tipul MeO și MeS care au în stare solidă rețea cubică simplă se poate exprima cu ajutorul relației

$$\sigma = -0{,}0186\ (1+7{,}95\ \beta)\ \frac{G_{tzb}}{1{,}26\ N^{1/3}\ V^{2/3}},$$

unde β este partea legăturii neelectrostatice.

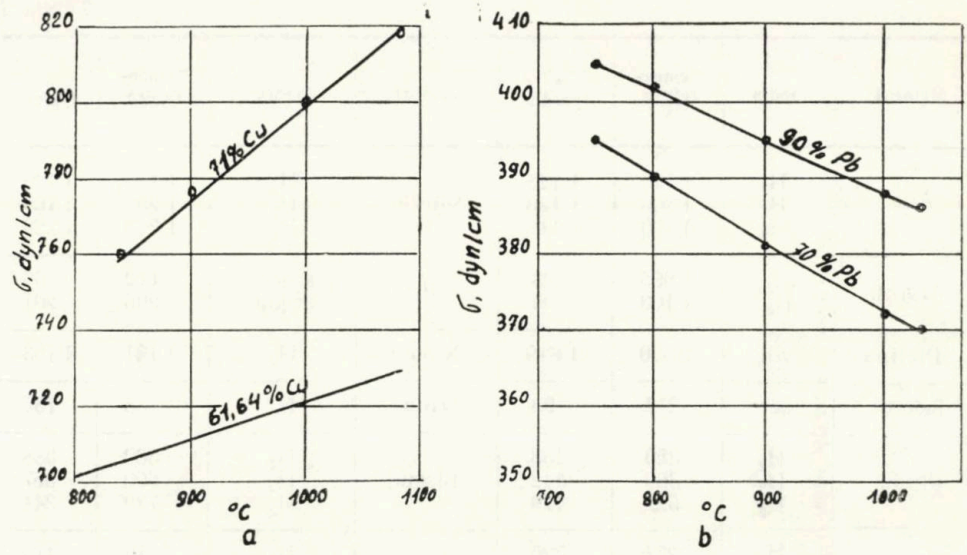


Fig. 2. — Tensiunea superficială a aliajelor de cupru-staniu (*a*) și plumb-bismut (*b*).

Tabela 3

Aliaj	Compoziția % greutăți atomice	σ, dyn/cm		$\frac{d\sigma}{dt}$
		330°C	425°C	
Pb—K	0,1	416	407	—0,09
	0,3	394	388	—0,06
	0,57	370	370	0,0
	1,2	351	357	+0,06
	2,23	343	353	+0,11
Pb—Na	2,45	429	421	—0,08
	3,47	413	406	—0,07
	6,8	390	391	0,0
	8,5	366	373	+0,07
	13,5	352	359	+0,07

Tensiunea superficială a topiturilor oxidice policomponente (zguri) depinde de activitatea superficială A_i a componenților:

$$\sigma = \sigma_1 - \frac{RT}{\omega} \ln \sum_1^k A_i N_i$$

în care

N_i este concentrația superficială a componentului i iar ω mărimea suprafeței molare.

Tensiunea superficială a sistemelor de silicați *(fig.3)* care stau la baza zgurilor din pirometalurgia neferoasă (Cu, Pb, Ni etc) crește cu temperatura *(fig.4)*, raportul $d\sigma/dT$, având valori pozitive. Tensiunea superficială a zgurilor și matelor este în general, cuprinsă între 300 și 400 dyn/cm.

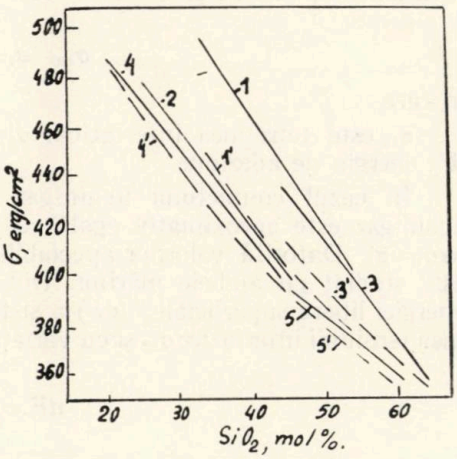


Fig. 3. — Curbele dependenței tensiunii superficiale experimentale (linie întreagă) și calculate (linie punctată) : 1-FeO—SiO_2 ; 2-FeO—SiO_2 ; 3-MnO—SiO_2 ; 4-CaO—SiO_2; 5-MgO—SiO_2.

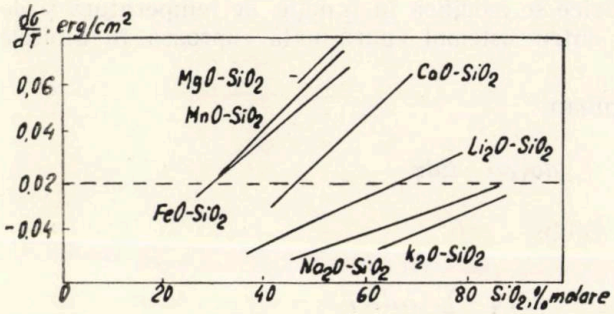


Fig. 4. — Variația coeficientului $d\sigma/dT$ în funcție de compoziția silicaților topiți.

Germinarea bulelor de gaz în metalele topite este condiționată direct de tensiunea superficială. Astfel, presiunea pe o bulă de gaz într-un metal lichid la distanța h de suprafață este dată de relația

$$P_B = P_A + h\rho g + \frac{2\sigma}{\tau}$$

în care :

P_B este presiunea totală pe bula de gaz, P_A presiunea atmosferică, $h\rho g$ presiunea metalostatică și $\frac{2\sigma}{\tau}$ presiunea necesară menținerii interfeței metal-zgură.

2. TENSIUNEA INTERFAZICĂ ŞI ENERGIA DE ADEZIUNE

Tensiunea care se exercită în suprafeţele de contact ale fazelor nemiscibile (lichid-lichid, lichid-gaz, lichid-solid etc.) este exprimată de relaţia generală

$$\sigma_{12}=\sigma_1+\sigma_2-W_a, \qquad (1)$$

în care

σ_{12} este tensiunea interfazică, σ_1, σ_2 tensiunile superficiale ale gazelor şi W_a energia de adeziune.

În cazul contactului lichid-gaz ($\sigma_2=0$, $W_a\approx 0$), tensiunea interfazică lichid-gaz este aproximativ egală cu tensiunea superficială a lichidului ($\sigma_{l2}\approx \approx\sigma_1=\sigma$). Datorită valorilor apeciabile ale lui σ_{12} şi W_a, contactul lichid-lichid este studiat cu ambele mărimi. Din punct de vedere termodinamic variaţia energiei libere superficiale (dF) a sistemului este direct proporţională cu mărimea tensiunii interfazice σ_{12} şi cu variaţia suprafeţei (dS), conform legii lui Gibbs:

$$dF=\sigma_{12}\,dS$$

care stă la baza coalescenţei particulelor de mată în mediu de zgură.

Valoarea tensiunii interfazice se modifică în funcţie de temperatură şi de compoziţia fazelor, variind pentru sistemul zgură-mată cuproasă în limitele 50 – 100 erg/cm^2.

Conform relaţiei lui Lippman

$$d\sigma_{12}=-Ed\varphi$$

şi formulei generalizate a lui Gibbs

$$d\sigma_{12}=-Ed\varphi-\sum G_i\,dN_i$$

în care

φ este potenţialul electric, E densitatea sarcinilor, G_i adsorbţia substanţei şi M_i potenţialul chimic, acţiunea tensiunii interfazice este echilibrată de forţele de respingere electrostatică; prin urmare, tensiunea interfazică poate fi modificată prin aplicarea unei diferenţe de potenţial *(fig. 5)*.

Viteza de deplasare a particulelor unei faze într-un fluid depinde în mare măsură de tensiunea interfazică. O tensiune interfazică mare indică forţă mică de atracţie care se opune mişcării particulelor. Astfel, particulele mici bogate în alumină, formate la dezoxidarea băilor metalice cu aluminiu, se separă relativ mai repede decît particulele mai mari de silicaţi, formate la dezoxidarea cu siliciu, ca urmare a faptului ca prezenţa aluminei măreşte tensiunea interfazică.

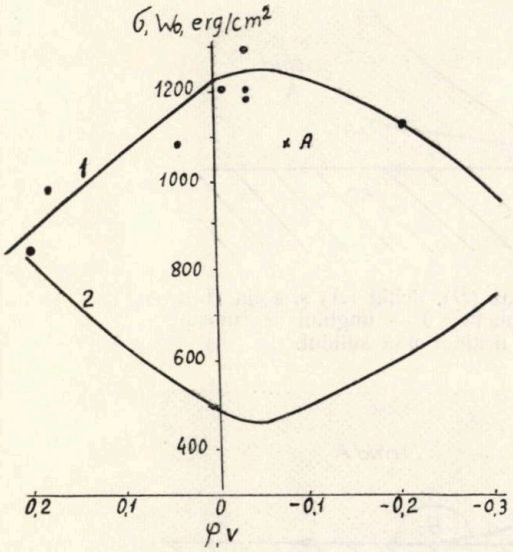


Fig. 5. — Influența polarizării asupra tensiunii interfazice a cuprului cu zgura (% g: 40% CaO, 40% SiO_2; 20% Al_2O_3). *A* — tensiunea interfazică în absența polarizației; *1* — tensiunea interfazică; *2* — adeziunea cuprului cu zgura.

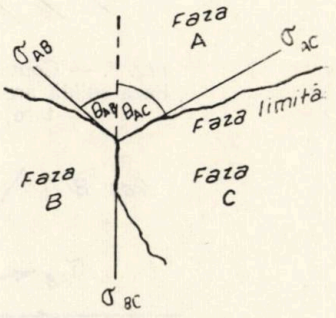


Fig. 6. — Tensiunile interfazice la contactul a trei faze; σ_{AB} — tensiunea interfazică între fazele *A* și *B* și este trasată de-a lungul tangentei la limita de fază în punctul de contact (idem pentru σ_{AC} și σ_{BC}).

În cazul contactului trifazic, echilibrul forțelor interfazice pe limita comună *(fig. 6)* este exprimat de relația

$$\sigma_{BC}=\sigma_{AB}\cos\theta_{AB}+\sigma_{AC}\cos\theta_{AC}, \qquad (2)$$

unde θ_{AB} și θ_{AC} sînt unghiurile de contact *(fig. 6)*.

Un caz special al contactului trifazic este contactul lichid (faza *A*) — solid (faza *C*) — gaz (faza *B*), întîlnit în toate agregatele metalurgice. Dacă faza *C* este un solid cu suprafață plană, $\theta_{AC}=0$, și θ_{AB} se numește unghi de umectare. Cînd faza gazoasă este aerul și θ se măsoară convențional în faza lichidă, ecuația (2) devine

$$\sigma_{BC}=\sigma_{AB}\cos\theta+\sigma_{AC}. \qquad (3)$$

Dacă $\theta>90°$, $\sigma_{AC}>\sigma_{BC}$, lichidul nu udă solidul *(fig. 8)*. Dacă $\theta<90°$, $\sigma_{AC}<\sigma_{BC}$, lichidul udă solidul *(fig. 7)*.

Cum este dificil să se măsoare valorile reale ale lui σ_{BC} și σ_{AC}, unghiul θ *(tabela 4)* oferă singurul mijloc de a aprecia fenomenul:

$$\cos\theta=\frac{\sigma_{BC}-\sigma_{AC}}{\sigma_{AB}}.$$

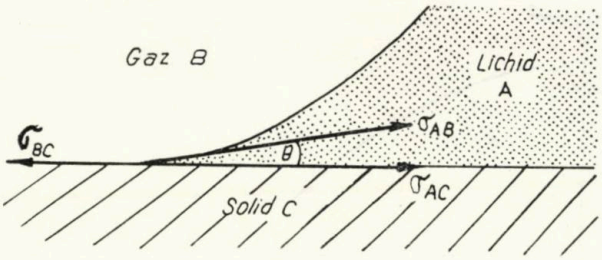


Fig. 7. — Contactul între gaz (B), lichid (A) și solid (C). Faza solidă are suprafață plană; θ — unghiul de (umectare) contact și lichidul udă solidul.

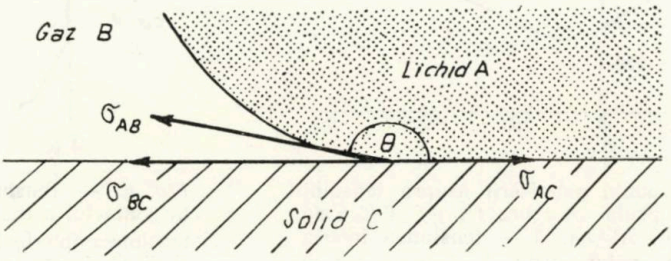


Fig. 8. — Contactul dintre faza gazoasă, lichidă și solidă în care lichidul nu udă solidul.

Cînd $\theta°=0$, lichidul se împrăștie complet pe suprafața solidului; dacă $\theta=180°$, nu va exista atracție între lichid și solid.

Tabela 4

Faza lichidă	Sn	Mg	Hg	Pb	KF	Apă	NaCl	NaCl
Faza solidă	Cu	sticlă	oțel	oțel (vid)	cărbune	ZnS	cărbună	grafit
$\theta°$	25	120—150	150	70	49	30	78	132

Unghiul de umectare θ și tensiunea superficială σ a unui lichid caracterizează ascensiunea capilară l.

$$l^2 = \frac{\sigma \cos \theta}{2\eta} r\tau,$$

unde: r este raza capilarului, τ timpul, și η viscozitatea.

În cazul topirii concentratelor sulfuroase prăjite, sulfurile se topesc înaintea oxizilor. Datorită ascensiunii capilare, topitura sulfuroasă se dispersează

în materialul oxidic încă netopit. Acesta este unul dintre factorii care duc la mărirea gradului de dispersie a matei în zgură.

Unul dintre efectele acțiunii comune a tensiunii superficiale și energiei de adeziune îl constituie posibilitatea plutirii particulelor cu mată pe suprafața zgurii. Mărimea particulei de mată care poate să plutească pe suprafața zgurii este dată de diferența dintre densități, tensiunea superficială a zgurii și energia de adeziune mată-zgură, care, la rîndul ei, determină unghiul de umectare și gradul de întindere al particulei de mată pe suprafața zgurii.

Înlocuind ecuația (3) în (1), se obține

$$W_{AC}=\sigma_{AB}(1+\cos\theta) \tag{4}$$

Cînd $\theta=0°$, rezultă energia de coeziune a lichidului A :

$$W_{AC}=2\,\sigma_{AB}$$

care reprezintă energia necesară pentru separarea lichidului pe o suprafață de 1 cm² cînd nu este prezent solidul. Dacă $\theta > 90°$, $W_{AC} < \sigma_{AB}$, lichidul nu udă solidul. La completa neudare, $\theta=180°$ și $W_{AC}=0$.

Valorile unghiului de umectare sînt afectate de rugozitatea superficială a solidului. Bikerman în [2] introduce un factor de rugozitate ψ. În aceste condiții, ecuația (4) devine:

$$W_{AC}=\frac{\sigma_{AB}}{\psi}(1+\cos\theta).$$

3. VISCOZITATEA,

Este incontestabilă valoarea teoretică a studiului vîscozității pentru cercetarea structurii topiturilor. Implicațiile pe care le are creșterea vîscozității topiturilor în funcționarea utilajelor din pirometalurgie și asupra pierderilor de metale cu zgurile exprimă destul de clar importanța ce trebuie acordată acestei mărimi de către metalurgi. Într-o serie crescătoare a vîscozității pe primul loc ar putea fi plasate metalele *(tabela 5)*, cu o vîscozitate de ordinul centipoiselor, urmate imediat de sulfuri. Vîscozitatea principalelor sulfuri la la 1 300 °C variază între 0,09 și 0,11 poise. Vîscozitatea zgurilor este mult mai mare ($>5 \div <20$ poise).

Tabela 5

Metalul	t °C	η centipoise	Metalul	t °C	η centipoise	Metalul	t °C	η centipoise
Cu	1 145	3,41	Pb	441	2,166	Sn	301	1,68
	1 179	3,29		551	1,700		450	1,27
	1 187	3,25		844	1,185		750	0,905

Cînd temperatura zgurii se află între liniile lichid și solid în topitură apar cristale disperse de fază solidă, aceasta ducînd la o formă de manifestare specială a vîscozității (vîscozitatea zgurilor neomogene). Un astfel de caz se întîlnește în pirometalurgia cuprului pentru zguri puternic oxidate, care au la bază sistemul $2FeO\text{-}SiO_2 - Fe_3O_4$ (*fig. 9*). Scăderea temperaturii sub linia

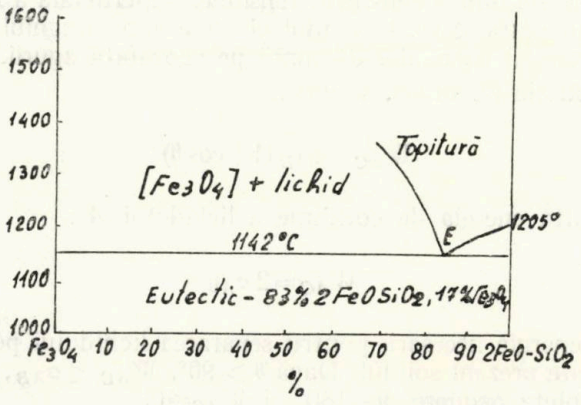


Fig. 9. — Diagrama de echilibru : $2FeO \cdot SiO_2 - Fe_3O_4$.

lichidus duce uneori la apariția unor adevărate poduri de masă vîscoasă, care plutesc între mată și zgură, împiedicînd desfășurarea procesului de decantare. În cazul evacuării totale a matei, acestea dau naștere la depozite pe vatra cuptoarelor, ocupînd o parte din volumul util al acestora.

În procesul separării sistemelor metal (mată)-zgură, creșterea tensiunii interfazice și micșorarea vîscozității favorizează coalescența și decantarea fazei metalice.

4, TRANSPORTUL DE MASĂ

Viteza de transport a substanțelor în faze și la limitele de fază are un rol însemnat în majoritatea proceselor metalurgice. Dacă faza în care are loc transportul este solidă, acționează numai difuzia componenților în stare solidă, la care se aplică legile lui Fick :

$$J = -D \frac{dc}{dx},$$

respectiv

$$\frac{\partial c}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x}\left(D \frac{\partial c}{\partial x}\right),$$

unde

J este masa de substanță difuzantă care trece în unitatea de timp prin unitatea de suprafață dintr-un plan normal pe direcția de difuzie sau „fluxul",

dc/dx gradientul de concentrație în direcția normală la plan și D coeficientul de difuzie.

Dacă faza este un lichid sau un gaz, mișcări în masă se pot produce ca rezultat al convecției naturale sau al agitării (convecție forțată). Parker [2] consideră cele două cazuri ale curgerii laminare și turbulente în fluide. Curgerea laminară sau vîscoasă este lină și dacă curgerea este în direcția x ecuația generală devine

$$J_x = -D\frac{dc}{dx} + V_x c$$

unde J_x este componenta vitezei de curgere în direcția x. Ecuația exprimă contribuția combinată a difuziei și a mișcării (convecția) la transportul de masă. Transportul în celelalte două direcții (normale la direcția de curgere) se va face numai prin difuzie:

$$J_y = -D\frac{dc}{dy}.$$

Dacă viteza de curgere crește, curgerea laminară poate degenera în turbioane, provocînd dispersia fluidului și în direcția y (*fig. 10*).

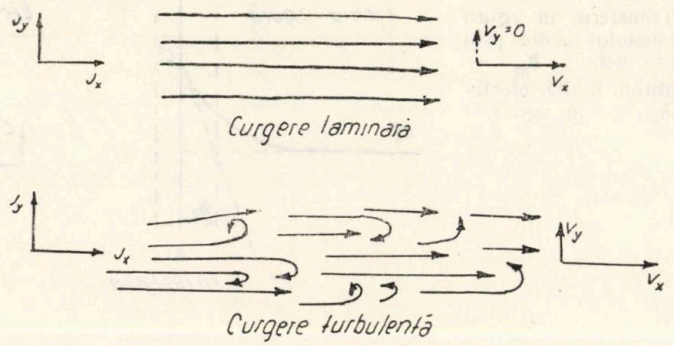


Fig. 10. — Curgerea laminară și curgerea turbulentă într-un fluid. V_x și V_y — componentele mișcării în masă în direcțiile x și y; J_x și J_y sînt transferurile de masă pe unitatea de suprafață.

„Difuzia turbionară" se adaugă celorlalte două moduri de transport din curgerea laminară:

$$J_x = -D\frac{dc}{dx} + V_x c - D_e\frac{dc}{dx}$$

unde D_e este coeficientul difuziei turbionare.

Condițiile transferului de masă existente lîngă limita unei faze fluide vor depinde de natura fazei cu care se învecinează. Dacă considerăm întîi transportul în faza fluidă între fluid/solid, viteza fluidului paralelă cu interfața va des-

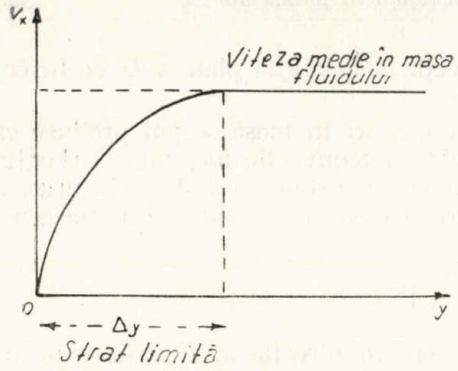


Fig. 11. Viteza de curgere a fluidului (V_x) în direcția x, paralelă cu suprafața solidului, în funcție de y (distanța în fluid pînă la interfața solid/fluid). La distanța Δy ea atinge valoarea vitezei din masa fazei fluide.

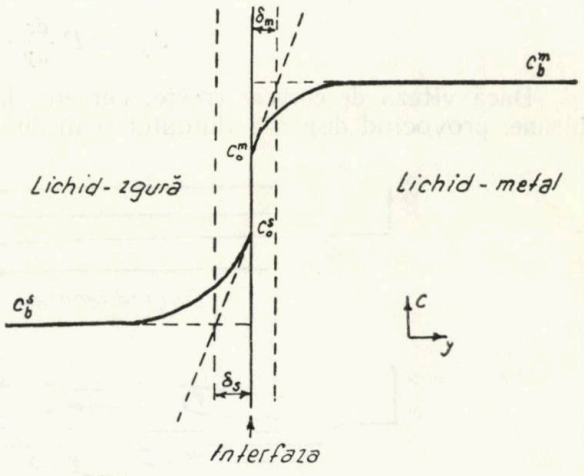


Fig. 12. — Transferul în zgura lichidă și în metalul lichid prin interfața zgură/metal; δ_m — grosimea stratului limită efectiv în metal; δ_s — în zgură.

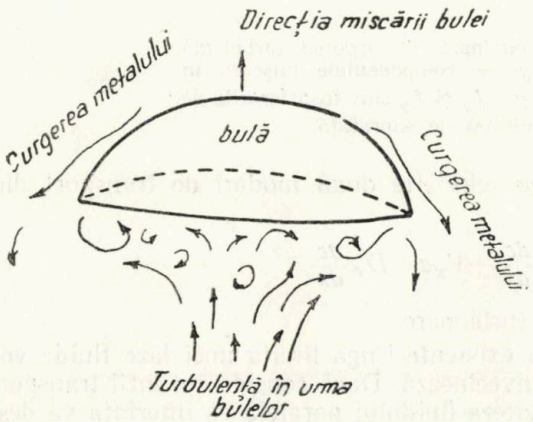


Fig. 13. Aspectul unei bule de gaz (calotă) care se ridică prin metalul lichid, provocînd agitarea metalului.

crește pe măsură ce se micșorează distanța pînă la limita de fază, datorită frecării între solid și fluid *(fig. 11)*.

La distanța Δy de la interfață, viteza de curgere paralelă cu interfața atinge valoarea V_x, admițîndu-se astfel existența unui strat limită de grosime Δy în care viteza V_x descrește treptat de la viteza în masă pînă la zero (la interfața solid-fluid).

Cînd o substanță se transferă dintr-o fază fluidă în alta, transportul de masă pe ambele laturi ale stratului limită prezintă in interes deosebit. Witmann propune o teorie cu dublu "film", în care cîte un strat-limită static există pe ambele părți ale interfeței *(fig. 12)*.

Dacă se folosește relația pentru transportul la interfață în metal, $\frac{dm}{dt} = K_m^m (C_o^m - C_b^m)$, și substanța nu se acumulează, la această interfață, viteza transferului de masă va fi aceeași ca cea de la interfața înspre zgură: $\frac{dm}{dt} = K_m^s (c_o^s - c_b^s)$ unde: c_o^m și c_b^m sînt concentrațiile la interfață și în interiorul fazei metalice, iar c_o^s și c_b^s se aplică în mod similar la zgura lichidă. Dacă cele două viteze sînt egale, $K_m^m (c_o^m - c_b^m) = -k_m^s (c_o^s - c_b^s)$, schimbarea de semn ia în considerare sensurile diferite ale transferului de masă în raport cu interfața. Astfel, raportul coeficienților transferului de masă în metal și zgură se poate reprezenta conform ecuației

$$\frac{k_m^m}{k_m^s} = \frac{c_b^s - c_o^s}{c_o^m - c_b^m}$$

D_s, difuzivitatea în zgura lichidă va fi diferită de D_m, difuzivitatea în metalul lichid, și deci δ_s și δ_m, grosimile straturilor limită efective în cele două faze, de asemenea vor diferi între ele. Lucrul nu este surprinzător dacă considerăm, de exemplu, originalul transport al sulfului: $[S] + (O^{2-}) = (S^{2-}) + [0]$.

Difuzia sulfului în metalul lichid nu poate fi un fenomen identic cu difuzia sulfului ionic în structura ionică a zgurii lichide. Din relația

$$\frac{dm}{dt} = \left(\frac{\Delta A}{\delta}\right)(C_o - C_b)$$

unde $\frac{dm}{dt}$ este viteza transportului de masă și A – aria interfeței, rezultă importanța reducerii lui δ prin intensificarea agitării și a creșterii lui A prin mărirea interfeței zgură/metal în reacțiile zgură/metal; una dintre metodele de a atinge ambele scopuri este aceea de a introduce bule de gaz în metalul lichid. Richardson discută forma probabilă a bulelor de acest tip și sugerează că atunci cînd atinge interfața zgură/metal, ele au circa 5 cm și au aspectul unei calote sferice *(fig. 13)*.

BIBLIOGRAFIE

1. I. Tripşa. Fl. Oprea. I. Dragomir, *Bazele teoretice ale metalurgiei extractive*, Edit. tehnică, Bucureşti, 1967.
2. R. H. Parker. *An Indroduction to chemical Metallurgy*, London, 1967.
3. A. V, Vaniukov. A, N, Papkov. Izvestia vuzov Tvetnaia metalurgia. *4*, (1961).
4. A. V. Vaniukov, V. Io. Zaiţev. E. N. Mazurciuk, Izvestia vuzov Tvetnaia metallurghia *4*. (1967).
5. V. V, Pavlov. S, I, Popeli. Izvestia vuzov, Tvetnaia metallurghia. *6*. (1964),
6. F. D, Richardson. J. Inst. Metals, *93*, (1965).

Lucrare predată la 20 decembrie 1969

DEGRADAREA CUMULATIVĂ A METALELOR PRIN SOLICITĂRI REPETATE. STADIUL ACTUAL AL CERCETĂRILOR. PARTEA I.

D. D. CIOCLOV

Centrul de sudură şi încercări la oboseală. Timişoara

În lucrare se face o analiză critică a rezultatelor cercetărilor experimentale şi teoretice privind degradarea metalelor prin solicitări repetate. În partea I a studiului se prezintă aspectele esenţiale ale mecanismului fizic de degradare a metalelor la nivel microscopic, precum şi efectele macroscopice ca ecruisarea ciclică şi propagarea fisurilor. Se examinează critic încercările de a elabora o teorie cantitativă a mecanismului fizic de degradare.

În continuare se analizează modelele probabiliste care au fost propuse pentru descrierea cantitativă a evoluţiei degradării. Se relevă ipotezele care fundamentează modelele probabiliste, consecinţele teoretice şi concordanţa dintre predicţia teoretică bazată pe aceste modele şi experienţă.

1. INTRODUCERE

În practică se întîlnesc cazuri cînd un material deşi poate rezista aplicării singulare a unor acţiuni exterioare de natura unei forţe, a unui potenţial electric sau termic, aplicarea repetată sau prelungită a acestor acţiuni poate să conducă la distrugerea materialului. Există însă întotdeauna a valoare suficient de mare a intensităţii acestor acţiuni care provoacă distrugerea imediată a materialului. Aceste valori limită determinate experimental se numesc în general rezistenţe ale materialului.

Evidenţierea efectului de diminuare a rezistenţei în cazul solicitărilor prelungite sau repetate se face prin determinarea experimentală a unor rezistenţe asociate cu o durabilitate prescrisă în unităţi de timp sau număr de repetări.

S-a observat de asemenea că rezistenţele asociate acţiunilor prelungite sînt mai mici decît rezistenţele asociate acţiunilor singulare. Pentru a explica acest fapt s-a admis că materialul supus acţiunilor exterioare repetate sau prelungite, suferă o degradare care se manifestă prin scăderea în timp a rezistenţei materialului.

Formulată în acest mod intuitiv, noţiunea de degradare prin solicitări repetate sau prelungite, nu este asociată cu un mecanism fizic de degradare care să evidenţieze parametrii necesari unei reperări cantitative şi univoce a degradării.

Particularizînd pentru cazul încercării la oboseală *NEWMARK*, (1952) a imaginat că sub acţiunea sarcinilor repetate degradarea se produce continuu datorită fiecărei sarcini aplicate începînd din primul ciclu de solicitare şi pînă la ciclul la care se produce ruperea. În acest sens se vorbeşte despre degradarea cumulativă prin oboseală. În această accepţiune curba de durabilitate corespunde unei valori limită a degradării. Degradarea — D — astfel întrodusă variază de la zero la începutul solicitării pînă la o valoare limită egală cu unitatea (sau cu 100%) în momentul ruperii

$$0 \leqslant D \leqslant 1\,(100\%) \tag{1}$$

Acest mod de definire nu corelează univoc noţiunea de degradare cumulativă cu parametrii stării de solicitare (amplitudinea de tensiune, gradul de asimetrie, numărul ciclurilor de solicitare etc.) şi cu variaţia acestora în timp.

Cercetările numeroase întreprinse atît pe plan teoretic cît şi experimental, au condus la aprofundarea aspectelor fizice, probabiliste sau fenomenologice asociate noţiunii de degradare cumulativă prin solicitări repetate. În această accepţiune se va face în continuare prezentarea stadiului actual al realizărilor teoretice şi experimentale din acest domeniu.

2. ASPECTELE FIZICE ALE DEGRADĂRII METALELOR PRIN SOLICITĂRI REPETATE

Procesul de degradare a metalelor prin solicitări repetate prezintă mai multe faze distincte. Ansamblul cercetărilor efectuate pînă acum au confirmat în general propunerea mai veche a lui Haigh (1928) după care procesului de degradare prin solicitări repetate îi sînt caracteristice trei faze: a) ecruisarea prin deformaţii repetate; b) nucleaţia fisurilor; c) propagarea fisurilor pînă în stadiul ruperii. Această diviziune este în prezent larg acceptată (Yokobori 1965; Freudenthal 1958; Forrest 1962; Nădăşan ş.a. 1963)

Elementul comun în cele trei faze de degradare îl constituie deformaţia plastică repetată, a cărei acumulare localizată la nivelul reţelei cristaline sau în toată masa metalului — în funcţie de intensitatea solicitării — determină aspectele caracteristice ale celor trei faze de degradare.

În continuare se vor analiza aspectele fizice asociate deformării plastice repetate, în cele trei faze caracteristice procesului de degradare prin solicitări repetate.

2.1. Ecruisarea prin solicitări repetate

Deformaţia plastică repetată produce în prima fază de degradare o ecruisare prin deformaţie, efect caracteristic atît în domeniul limitei de oboseală cît şi în domeniul durabilităţii limitate.

Ecruisarea prin deformaţii plastice repetate se determină cantitativ prin înregistrarea histerezei de deformare plastică în coordonatele: tensiune-deformaţie specifică, şi stabilirea curbelor de ecruisare în coordonatele: maximul amplitudinii tensiunii de solicitare necesară pentru a menţine o anumită deformaţie specifică şi numărul de cicluri sau deformaţia totală cumulată.

Studiile efectuate cu monocristale metalice au evidenţiat — aşa cum se exemplifică în *figura 1*, — că ecruisarea prin solicitări repetate se produce

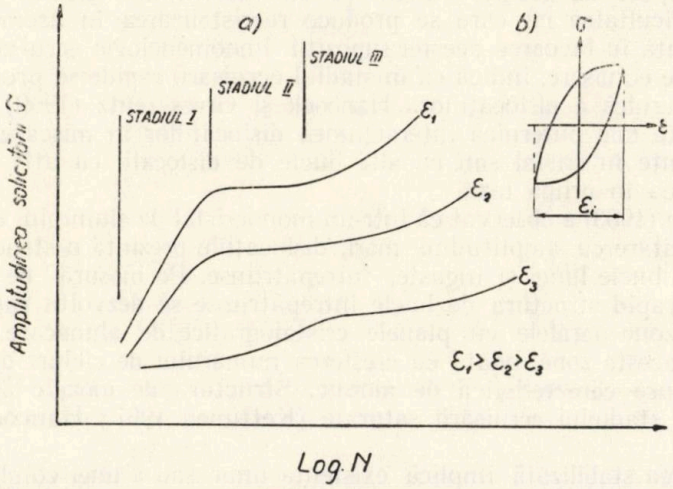


Fig. 1. — *a*) Curba de ecruisare ciclică pentru un monocristal de aluminiu. *b*) Histereza de deformare plastică corespunzătoare unui ciclu de solicitare *N*.

în două stadii: stadiul I al ecruisării rapide, şi stadiul II al ecruisării saturate. Unele metale — ca spre exemplu aluminiul — prezintă şi al treilea stadiu, caracterizat printr-o ecruisare lentă pînă la rupere (Alden şi Backofen 1961). S-a observat că stadiul ecruisării rapide se produce pe o durată de numai aproximativ 1% din durabilitatea monocristalului, constatare confirmată de cercetările lui Thompson ş.a. (1955), Ebner şi Backofen (1959), Alden (1962 b), Roberts şi Honeycombe (1962), şi Snowden (1963).

S-a observat că stadiul ecruisării saturate nu este influenţat de orientarea monocristalului şi de viteza de ecruisare în primul stadiu (Wadsworth 1963).

Paterson (1955) a arătat că există o marcantă analogie între ecruisarea prin deformaţie repetată şi ecruisarea prin deformaţie singulară, atît în ceea ce priveşte alura curbei de ecruisare cît şi în privinţa influenţei orientării monocristalului faţă de direcţia de deformare. S-a găsit că în ambele cazuri, atunci cînd monocristalul este astfel orientat încît să prezinte mai multe plane favorabile pentru alunecare, ecruisarea se produce mai rapid decît atunci cînd monocristalul este orientat favorabil pentru un singur sistem de alunecare. Aceste rezultate au fost confirmate de Broom şi Ham (1957), Feltham (1957), (1958); Charsley şi Thompson (1958); Kemsley şi Paterson (1960); Kettunen

(1967) ; Feltner şi Laird (1967b). Analogia menţionată sugerează că mecanismul care guvernează dinamica dislocaţiilor este în general acelaşi, în ambele cazuri existînd totuşi unele diferenţe nesemnificative puse în evidenţă de Segal ş.a. (1961).

Mecanismul ecruisării prin solicitările repetate este în prezent bine înţeles în termenii mişcării şi interacţiunii dislocaţiilor în timpul deformaţiilor plastice.

În cazul cînd solicitările produc amplitudini mari de deformaţii plastice, este de aşteptat să găsim configuraţii ale dislocaţiilor extrem de stabile, deoarece dificultatea cu care se produce recristalizarea în asemenea cazuri este o evidenţă în favoarea acestei supoziţii. Fenomenologia ecruisării ilustrată prin curba de ecruisare, indică că în stadiul ecruisării rapide se produce o multiplicare puternică a dislocaţiilor. Hancock şi Grosskreutz (1969) au arătat că cu cît este mai puternică interacţiunea dislocaţiilor în mişcarea cu obstacolele existente în cristal sau cu alte bucle de dislocaţii cu atît mai rapidă este ecruisarea în prima fază.

Snowden (1963) a observat că într-un monocristal de aluminiu, după primul ciclu de solicitare cu amplitudini mari, dislocaţiile prezintă o structură caracterizată prin bucle lungi şi înguste, întrepătrunse. Pe măsură ce ecruisarea progresează rapid structura de bucle întrepătrunse se dezvoltă rapid, răspîndindu-se în zone paralele cu planele cristalografice de alunecare, şi se stabilizează în aceste zone, odată cu creşterea numărului de cicluri de solicitare, într-o structură caracteristică de mozaic. Structura de mozaic apare ca un efect asociat stadiului ecruisării saturate (Kettunen 1967 ; Hancock şi Grosskreutz 1968).

Ecruisarea stabilizată implică existenţa unui sau a unei combinaţii între următoarele mecanisme de comportare dinamică a dislocaţiilor : a) obstacolele din calea mişcării dislocaţiilor sînt îndepărtate cu o viteză egală cu viteza formării lor ; b) obstacolele încetează de a mai fi generate ; *c)* anihilarea prin combinarea dislocaţiilor contrabalansează producerea lor ; *d)* nu se generează dislocaţii noi iar deformaţia plastică repetată se produce pe seama mişcării de dute-vino a dislocaţiilor existente.

Pe măsură ce solicitarea repetată continuă, stuctura de mozaic devine mai pregnantă odată cu creşterea disorientării între limitele structurii mozaic, acest aspect fiind caracteristic metalelor care prezintă stadiul al treilea de ecruisare

La amplitudini de deformaţii mici mărimea limită a blocurilor din structura mozaic este mai mare, iar producerea de bucle de dislocaţii alungite este facilitată de generarea unui număr mai mic de dislocaţii (se diminuează interacţiunea dintre dislocaţii).

La amplitudini de solicitare suficient de mici este posibil ca dislocaţiile să nu se mai aranjeze într-o structură caracteristică de mozaic ci într-o structură cu dislocaţii dense neorientate (Kettunen 1967). Ecruisarea saturată în aceste condiţii survine după numai cîteva cicluri şi este o urmare a faptului că generarea dislocaţiilor noi încetează, iar cele existente execută numai o mişcare de dute-vino în planul de alunecare (Grosskreutz 1964).

Experienţele au evidenţiat că la metalele policristaline — analog cu monocristalele — curba de ecruisare prin deformaţii repetate prezintă un stadiu de

ecruisare rapidă urmat de stadiul ecruisării saturate (Wood şi Segal 1957; Coffin şi Tavernelli 1959; Feltner şi Laird 1967a). S-a găsit de asemenea că formarea structurii mozaic este şi în cazul policristalelor asociată ecruisării cu amplitudini mari de deformaţii iar structura cu zone dense de dislocaţii neorientate caracterizează ecruisarea cu amplitudini mici (Grosskreutz 1963; Feltner şi Laird 1967b) Analogia dintre fenomenologia mecanismului de ecruisare la mono- şi policristale implică faptul că limitele grăunţilor joacă un rol secundar. Acest fapt este explicabil deoarece atît dimensiunile blocurilor structurii mozaic, cît şi dimensiunile zonelor dense de dislocaţii sînt mult mai mici decît dimensiunile grăunţilor constituenţi ai policristalelor.

Gough (1933) a observat că şi în cazul metalelor policristaline există multe caracteristici comune între procesul de ecruisare prin deformaţii repetate şi deformaţii singulare şi anume: în ambele cazuri se înregistrează o creştere a durităţii (Schmidt 1928; Ludwik 1930; Oshiba 1939; Yokobori 1951; 1953b; Bullen ş.a. 1953; Davies ş.a. 1956; Ando şi Kato 1960; Tanaka şi Sasaki 1965; Ivanova ş. a. 1963 Beliaev 1962), o creştere a limitei de curgere (Czohralski şi Henkel 1928; Schwinning şi Schmidt 1928, 1931; Moore şi Wishart 1934; Hempel şi Plock 1935; Ujik 1950; Ratner 1959, 1960,), concomitent cu o micşorare a lăţimii palierului de curgere şi a contracţiei transversale (Moore şi Jasper 1924; Davidenkov şi Nazarenko 1953; Herlescu, Bernath şi Safta 1967), o creştere a rezistivităţii electrice (Ikeda 1928,) şi o creştere a susceptibilităţii la rupere fragilă (Yamada şi Matusoka 1934; Mac Gregor 1950, Holden 1959; Oding ş.a. 1963; Salkin 1966) şi la coroziune (Nishihara şi Kawamoto 1939).

2.2. Nucleaţia fisurilor

Concomitent cu dezvoltarea ecruisării în toată masa metalului, s-a observat că atît la monocristale cît şi la policristale, se produc fenomene puternic localizate, manifestate prin apariţia pe suprafaţa metalului a unor urme, identificate prin microscopie optică ca avînd natura unor benzi de alunecare (Ewing şi Humfrey 1903; Gough 1933; Thompson ş.a. 1956a).

Cercetările lui Wood (1955), (1958), (1959) au evidenţiat că benzile de alunecare determină la suprafaţă o geometrie caracteristică formată din lamele cristaline proeminente cu înălţime de ordinul 10^{-7} cm. Distanţa dintre benzile de alunecare descreşte pe măsură ce creşte intensitatea solicitării, aşa după cum a arătat Brown (1952), iar la un nivel constant de solicitare benzile de alunecare se accentuează pătrunzînd în interiorul metalului pe măsură ce creşte numărul ciclurilor de solicitare (Thompson 1956b). Experimental s-a evidenţiat că atît pentru monocristale cît şi pentru policristale apariţia benzilor de alunecare coincide cu sfîrşitul primului stadiu de ecruisare rapidă (Backofen 1959; Alden şi Backofen 1961; Alden 1962a).

O examinare mai amănunţită prin microscopie electronică a relevat că în benzile de alunecare se produc erupţii de metal în folii subţiri-extruziuni-concomitent cu formarea în aceeaşi bandă de alunecare a unor adînciturii-intruziuni (Forsyth 1951, 1953, 1954, 1956, 1957a, 1957b; Forsyth şi Stubbin-

gton 1955a, 1955b, 1957 ; Hempel 1956 ; Lozinski și Romanov 1965a, 1965b ; Kocanda 1967, 1969).

Mott (1958) interpretînd aceste evidențe experimentale în termenii teoriei dislocațiilor, a relevat că mecanismul de alunecare transversală (cros slip) poate să ofere o explicație plauzibilă.

Alunecarea transversală este o urmare a schimbării planului de alunecare în care se mișcă dislocațiile elicoidale într-altul paralel, prin intermediul unui plan transversal mai puțin favorabil alunecării (Cotrell 1953 Mantea s.a. 1970). Prin acest mecanism se poate explica apariția stadiilor de ecruisare (Backofen 1959 ; Alden 1962a ; Feltham 1961), stabilirea topografiei caracteristice la suprafața metalului (Ebner și Backofen 1959 ; Mc Evily și Machlin 1959 ; Alden și Backofen 1961 ; Kennedy 1961), și faptul că intruziunile și extruziunile se produc chiar și la temperaturi joase unde mecanismele de mișcare neconservativă a dislocațiilor nu sînt operante (Hull 1957—58 ; Cottrell și Hull 1957). În metalele în care alunecarea transversală este dificilă — de exemplu zincul — nu apar extruziuni și intruziuni în timpul solicitărilor repetate, iar ruperea prin oboseală se produce la solicitări relativ înalte (Partridge 1965 ; Fegredo și Greenough 1958, 1959).

Recent s-a arătat că și alte mecanisme bazate pe dinamica dislocațiilor, care nu implică alunecarea transversală, pot să explice formarea topografiei caracteristice (intruziuni și extruziuni) la monocristalele de cupru (Nine 1967 ; Kuhlman-Wilsdorf și Nine 1967).

În prezent există suficiente dovezi experimentale care atestă că topografia caracteristică din benzile de alunecare, stabilită în primele stadii de solicitare la suprafața metalului, se dezvoltă în continuare sub acțiunea solicitărilor repetate în fisuri. Smith (1957) ; Wood (1958) ; Ham și Broom (1962) ; Alden (1962a) și Helgeland (1965), au observat că fisurile de oboseală nuclează în benzile de alunecare iar Thompson ș.a. (1956a) și Smith (1957) au observat existența benzilor de alunecare care persistă și după îndepărtarea stratului superficial care conține topografia caracteristică solicitării ciclice. S-a evidențiat astfel că benzile de alunecare persistente se dezvoltă în fisuri. După Parker și Fregedo (1969) Forsyth (1963) și Kocanda (1969), apariția intruzionilor poate fi privită ca primul stadiu de incipiență a fisurării.

În general incipiența fisurării poate fi corelată cu terminarea primului stadiu de ecruisare, dar acest moment nu este relevat de curba de ecruisare ciclică care nu prezintă de altfel particularități pentru nici-un stadiu de propagare a fisurilor.

Mecanismul incipienței fisurării este pînă în prezent puțin cunoscut în detaliu. Asa cum s-a arătat, alunecarea transversală produsă de mișcarea dislocațiilor elicoidale poate explica formarea topografiei caracteristice la suprafață, dar modul precis de formare al dislocațiilor pentru a determina creșterea bidimensională a fisurii nu a fost încă stabilit.

După Wood (1959) și Wood ș.a. (1963) s-a postulat că nucleația fisurilor se face pe baza producerii și coalescenței golurilor (vacanțelor) rezultate din mișcarea dislocațiilor. Unele cercetări experimentale au semnalat într-adevăr existența vacanțelor în metalele solicitate ciclic — Smith (1957), Jacquet

(1956); Broom și Ham (1957); Segal ș.a. (1961) — dar observațiile mai noi cu ajutorul microscopiei electronice prin transmisie directă efectuate de Snowden (1963); Segall și Finney (1963); Feltner (1963); Grosskreutz și Show (1966) și Waldron (1968) și cu radiații X efectuate de Atkinson (1959); Thomas și Franks (1959); Grosskreutz și Rollins (1959) au relevat inexistența vacanțelor în cursul oboselii metalelor. Golurile interpretate ca vacanțe de unii cercetători pot proveni din tehnica de atac metalografic sau au o apariție accidentală provocată de defecte inițiale de material.

De asemenea ipoteza nucleației fisurilor prin coalescența vacanțelor este incompatibilă cu faptul că atît extruziunile și intruziunile cît și apariția fisurilor au fost observate și la temperaturi scăzute (pînă la 4° K), cînd mecanismele activate termic de formare a vacanțelor sînt inhibate (Hull 1957 — 1958; Cottrell și Hull 1957).

Pentru explicarea nucleației fisurilor de oboseală au fost propuse mai multe mecanisme bazate pe dinamica dislocațiilor care relevă de altfel numai anumite aspecte ale nucleației fisurilor, fără a rezolva problema în ansamblu și a oferi baze noi pentru o teorie cantitativă (Mott 1955; Cottrell și Hull 1957; Feltham 1958; Thompson 1959; McEvily și Machlin 1959; May 1960a; Kennedy 1961; Nine 1967; Kuhlman-Wilsdorf și Nine 1967).

2.3. **Propagarea fisurilor**

Mecanismul propagării de la o fisură deja nucleată este în prezent bine studiat. Cercetările amănunțite ale lui Forsyth (1962) (1963); Grosskreutz (1962); Laird și Smith (1963); McEvily și Boettner (1963); și Burghard și Davison (1965) Gell și Leverant (1969) au relevat că în procesul de propagare al fisurilor — independent de tipul solicitării sau de condițiile de mediu — se pot distinge două stadii.

În stadiul I, care este de fapt o extensiune a procesului de nucleație, fisura se dezvoltă în benzile de alunecare existente în planul în care acționează tensiunea tangențială maximă, fiind orientată la aproximativ 45° față de direcția tensiunii axiale maxime (Forsyth 1962, 1963; McEvily și Boettner 1963; Laird 1966).

În stadiul II fisura se propagă după o direcție perpendiculară pe direcția tensiunii axiale maxime, urmînd de preferință un drum de-a lungul limitei blocurilor structurii mozaic rezultată din fazele anterioare ale ecruisării (Grosskreutz 1962; Avery și Backofen 1963). Stadiul II de propagare începe atunci cînd fisura are o lungime suficientă pentru a provoca o concentrare triaxială a tensiunii care să producă o enclavă deformată plastic în vîrful fisurii.

În stadiul II de propagare se observă pe suprafața fisurată striații caracteristice (Forsyth și Ryder 1960; Forsyth 1963; Hertzberg și Paris 1965; Hertzberg 1966). Cînd secțiunea remanentă este suficient de mică, direcția de propagare a fisurii față de tensiunea axială se schimbă din nou de la 90 la 45° (Weibull 1963). Studiile experimentale ale lui Forsyth (1963) și Laird și Smith (1963) au arătat că raportul dintre durata stadiului I și a stadiului II descrește odată cu creșterea intensității solicitării. Cercetările efectuate pînă acum relevă cert

că nu există un mecanism comun de propagare a fisurilor operant în toate stadiile. Mecanismul de propagare în stadiul I este puțin cunoscut și se presupune că constă probabil dintr-o continuă reinițiere a fisurii în benzile de alunecare prin alunecările transversale provocate de mișcarea dislocațiilor elicoidale (Grosskreutz 1962). După Mc Evily și Boettner (1963) interacțiunea dintre dislocațiile elicoidale și obstacolele provocate de rețelele de dislocații deja formate sau de alte obstacole existente în benzile de alunecare, conduce la propagarea fisurii în benzile de alunecare.

Stadiul II de propagare este mai bine cunoscut datorită posibilităților oferite de tehnica fractografică pentru studiul striațiilor caracteristice în acest stadiu. În prezent este acceptat că fiecare striație corespunde unui ciclu de solicitare – Forsyth și Ryder (1961) – astfel încît cunoașterea mecanismului de formare a unei striații se consideră suficient pentru înțelegerea întregului stadiu II de propagare.

Stadiului II de propagare îi este caracteristică formarea unei enclave deformată plastic în vîrful fisurii – Mc Clintock (1962) ; Williams (1962) ; Rice (1967) – datorită efectului de concentrare triaxială a tensiunilor. În general mecanismul de ecruisare globală prin deformații repetate descris la paragraful 2.1 este operant și în enclava plastică de la vîrful fisurii, cu deosebirea unui factor de scară. După particularitățile procesului de ecruisare în enclava plastică pot să se formeze striații cu caracter ductil sau fragil. Cercetătorii Laird și Smith (1962) și Laird (1966), au relevat pe baza unor minuțioase observații microscopice că propagarea și formarea striațiilor în acest stadiu se produce prin rotunjirea vîrfului fisurii prin deformație plastică (plastic blunting process) avînd ca urmare mărirea suprafeței fisurate în porțiunea de ciclu corespunzătoare tracționării și reinstalarea unei concentrări geometrice puternice în porțiunea de compresiune a ciclului. Acest mecanism oferă posibilitatea de a explica calitativ particularitățile morfologice ale fisurilor.

Pentru explicarea formării striațiilor cu caracter ductil, Forsyth (1962) (1963) a propus un mecanism de propagare în două faze. În prima fază fisura avansează prin alunecare simplă într-un plan înclinat față de direcția propagării fisurii, favorabil orientat alunecării, iar în a doua fază, pe măsură ce tensiunea din ciclu crește, desprinderea se face datorită alunecărilor transversale provocate de mișcarea dislocațiilor elicoidale într-un plan care intersectează primul plan de alunecare.

2.4. Noțiunea fizică de degradare

Din cele expuse pînă acum se poate conclude că mecanismul general de degradare prin solicitări repetate este de o mare complexitate, fiind insuficient cunoscut pînă în prezent în toate detaliile semnificative.

Totuși cercetările la care ne-am referit au relevat aspectele fizice caracteristice care se pot asocia conceptului global de degradare prin solicitări repetate.

Aceste aspecte caracteristice apar în contextul unui șir de evenimente care debutează cu primele mișcări și multiplicări ale dislocațiilor, care se orientează

în anumite condiţii în substructuri mozaic şi cărora le corespunde la scară macroscopică un efect de ecruisare rapidă. Urmează apoi formarea benzilor de alunecare şi a topografiei caracteristice la suprafaţă, marcată de apariţia extruziunilor şi intruziunilor, ultimele constituind locurile unde nuclează cu precădere fisuri care în final se propagă pînă la rupere.

2.5. Criteriile fizice de degradare

Din punct de vedere al interpretărilor cantitative mecanismul fizic de degradare nu şi-a găsit încă o rezolvare satisfăcătoare. Unele încercări se referă numai la anumite stadii de degradare. Astfel, Grosskreutz (1965) a elaborat o teorie a stadiului II de propagare a fisurilor şi a dedus pe această bază relaţia empirică a lui Coffin (1954) şi Manson (1953). Weertman (1965) a aplicat teoria dislocaţiilor infinitezimale dezvoltată de Bilby ş.a. (1964) pentru a determina funcţia vitezei de propagare a fisurilor, iar Mc Evily şi Johnston (1965) au exprimat viteza de propagare a fisurilor în funcţie de solicitare şi microstructură. Este de menţionat că aceste abordări, deşi reprezintă progrese în teoria procesului de degradare, au un grad restrîns de generalitate şi sînt într-o corelaţie slabă cu rezultatele experimentale.

Valluri (1961) (1963) a dezvoltat o teorie cantitativă globală a procesului fizic de degradare începînd cu stadiul de nucleaţie a fisurilor şi terminînd cu stadiul de propagare intempestivă a fisurilor. Supoziţiile pe care se bazează această teorie sînt : *a*) materialul este de structură policristalină cu distribuţia mărimii grăunţilor cunoscută, *b*) o singură fisură — fisura dominantă — conduce în ultima instanţă la rupere, *c*) propagarea fisurii se produce intermitent în două etape. În prima etapă, ca urmare a mişcării şi interacţiunii dislocaţiilor cu obstacolele, se produce ecruisarea pînă la saturaţie a enclavei plastice din vîrful fisurii, iar în etapa a doua fisura creşte intempestiv pe o lungime aproximativ egală cu lăţimea enclavei plastice ecruisate, *d*) micşorarea buclei de histereză plastică asociată enclavei este o măsură macroscopică a ecruisării.

Considerînd că în cazul limită al ruperii la prima solicitare fisura are lungimea critică dată de criteriul Griffith (1920), a rezultat expresia variaţiei lungimii fisurii în funcţie de numărul de cicluri :

$$\lg \frac{l}{l_0} = \frac{C}{K} \frac{\left(\frac{\sigma-\sigma_l}{E}\right)^2 \left(\frac{\sigma-\sigma'}{\sigma_l}\right)^2}{\lg\left(\frac{\sigma-\sigma_l}{K}\right)} \mathrm{n} \tag{2}$$

şi expresia curbei de durabilitate :

$$N = \frac{1}{C} \frac{\lg \frac{\sigma-\sigma_l}{K} \lg \left(\frac{\sigma r}{\sigma}\right)^{ar}}{\left(\frac{\sigma-\sigma_l}{E}\right)^2 \left(\frac{\sigma-\sigma'}{\sigma_l}\right)^2} \tag{3}$$

Unde : l — lungimea curentă a fisurii ; σ şi σ' — valoarea maximă respectiv minimă a tensiunii aplicate ; σ_r — rezistenţa la rupere ; σ_l — tensiunea nor-

mală medie căreia îi corespunde o tensiune tangențială σ_t reprezentînd tensiunea de frecare medie care se opune mișcării dislocațiilor (în sens macroscopic σ_t se aproximează cu limita de oboseală); E — modulul de elasticitate; N — — numărul de cicluri pînă la rupere; n — numărul curent de cicluri; K — lățimea buclei de histereză în stadiul de saturație al ecruisării; C și a constante.

În cazul solicitărilor în care amplitudinile variază, teoria propusă de Valluri presupune că două solicitări la nivele diferite sînt echivalente atunci cînd produc aceeași lungime de fisură — 1. Astfel, dacă se aplică solicitarea σ_1, n_{11} și se continuă apoi solicitarea cu amplitudinea σ_2 pînă la rupere, atunci numărul de cicluri remanente n^r_{22} la nivelul σ_2 este:

$$1 - \frac{n^r_{22}}{N_2} = \frac{n_{11}}{N_1} \frac{\lg \sigma_r - \lg \sigma_1}{\lg \sigma_r - \lg \sigma_2} \tag{4}$$

Pentru $\sigma_1 < \sigma_2$ rezultă $\frac{n_{11}}{N_1} + \frac{n^r_{22}}{N_2} < 1$ și reciproc, petru $\sigma_1 > \sigma_2$ suma precedentă este mai mare decît unitatea. Acest rezultat este în contradicție cu rezultatele experimentale cunoscute atît pentru oțeluri cît și pentru aluminiu (Kommers 1937; Muler-Stock ș.a. 1938; Sasin 1951; Wilkins 1956; Ericksen și Work 1961; Cioclov 1969).

Criteriul propus de Valluri a fost extins și pentru cazul solicitărilor cu amplitudini cu variație periodică și a solicitărilor cu amplitudini cu variație aleatoare. Unele rezultate obținute de Liu și Corten (1960) par să confirme acest criteriu.

Cu toate că poate să țină seama de efectul temperaturii și al frecvenței de solicitare, acest criteriu nu s-a impus datorită dificultății estimării parametrilor K și σ_t și a unei insuficiente verificări experimentale.

Din cele expuse se poate conclude că teoria cantitativă a procesului fizic de degradare prin solicitări repetate nu a reușit să circumscrie într-o interpretare unică aspectele multiple și complexe asociate degradării, aflîndu-se în prezent într-un studiu incipient de formare.

3. NOȚIUNEA PROBABILISTĂ DE DEGRADARE. CRITERIILE PROBABILISTE

După cum s-a arătat, incipiența degradării se produce la nivelul rețelei cristaline unde defectele structurale — cu o distribuție aleatoare în masa cristalului — pot condiționa în mod hotărîtor mișcarea și multiplicarea dislocațiilor și deci a întregului mecanism de degradare. Ținînd seama că și la scară macroscopică se observă o pronunțată dispersie, care nu poate fi atribuită numai variabilității introduse de tehnica experimentală, reiese cu pregnanță caracterul aleator al procesului de degradare. În această accepțiune s-a abordat problema degradării prin a asocia procesului de degradare, un model probabilist global care să circumscrie dificultatea considerării mecanismului fizic de degradare în detaliu.

Modelele probabiliste de degradare se construiesc prin formularea unor supoziții asupra probabilității de rupere asociată fiecărui ciclu de solicitare. Freudenthal (1956a) a considerat ca o primă aproximație, că probabilitatea de rupere

asociată fiecărui ciclu de solicitare este constantă, iar evenimentul ruperii — care se produce după un număr mare de cicluri — urmează o distribuţie de tip Poisson tipică evenimentelor rare. Aceste supoziţii conduc la criteriul liniar de degradare (Palmgren 1924; Langer 1937; Miner 1945) care va fi expus în partea a doua a acestui studiu. Este însă evident că probabilitatea de rupere asociată fiecărui ciclu nu este constantă. Dacă se consideră acum că probabilitatea medie asociată fiecărui ciclu de solicitare creşte de ω_l ori prin aplicarea unor cicluri intermitente de solicitare de amplitudini $\sigma > \sigma_l$, , iar probabilitatea de rupere asociată fiecărui ciclu este dată tot de o funcţie de repartiţie de tip Poisson, atunci acest nou model conduce la criteriul de degradare liniar corectat cu factorii ω_l de interacţiune a solicitărilor cu amplitudine variabilă, în forma dată de Freudenthal (1953) (1956) (1956c) (a se vedea paragraful 4.1).

S-a considerat în locul distribuţiei Poisson şi distribuţia valorilor extremale propusă de Gumbel (1935) ,(1941), (1954) şi independent de Weibull (1936), propie de asemenea apariţiei evenimentelor rare (extreme). Pe baza acestui model rezultă un criteriu de degradare parabolic de tipul celui propus de Marco şi Starkey (1954).

May (1960a) (1960b) a considerat un model aleator care descrie formarea benzilor de alunecare, reuşind să deducă pe baza acestuia ecuaţia lui Coffin-Manson pentru curba de durabilitate în domeniul solicitărilor repetate elasto-plastice.

În alte abordări procesul de degradare prin oboseală este interpretat ca un proces aleator staţionar de tip Marcov cu un număr finit de stări (Weibull 1939; Kogaev 1968; Serensen şi Kogaev 1966).

Modelul propus de Kogaev (1968) presupune ca în procesul evolutiv al degradării, materialul se poate găsi în stările S_0, $S_1 \ldots S_n$; care se deosebesc între ele prin degradări diferite. Starea S_0 este cea iniţială iar starea S_n, cea finală sau absorbantă, în care sistemul odată ajuns rămîne cu certitudine, adică îi corespunde o degradare completă (rupere, fisura atinge o valoare critică etc.) şi deci o probabilitate egală cu unitatea.

Evoluţia sistemului este posibilă numai prin trecerea dintr-o stare de degradare mai mică într-una cu degradare mai mare după graful:

$$S_0 \longrightarrow S_1 \longrightarrow \ldots \longrightarrow S_n \tag{2.5}$$

Dacă procesul Marcov descris de graful 2.5 este omogen în timp şi este ireversibil (degradarea este ireversibilă) atunci evoluţia degradării la o solicitare cu amplitudine constantă va fi determinată dacă se cunoaşte matricea a probabilităţilor de trecere * $P_{ij}(t)$:

$$\pi(t) = \begin{Vmatrix} P_{00}(t), & P_{01}(t) \ldots P_{on}(t) \\ 0 \quad , & P_{11}(t) \ldots P_{1n}(t) \\ \ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots \\ 0 \qquad 0 & P_{nn}(t) \end{Vmatrix} \tag{2.6}$$

*) Probabilitatea de trecere $P_{ij}(t)$ reprezintă probabilitatea ca sistemul să se găsească în stare de degradare S_j după ce în prealabil s-a găsit în starea S_i.

Kogaev admite în continuare că probabilitatea de trecere dintr-o stare i într-alta recurentă este proporțională cu un coeficient λ_i care depinde de numărul stării și intensitatea amplitudinii de tensiune. Pentru cazul solicitărilor cu amplitudini variabile discontinuu, în blocuri periodic repetate, rezultă că matricea π_t corespunzătoare unui bloc se determină ca produs al matricelor probabilităților de trecere corespunzătoare amplitudinilor dintr-un bloc (1,2 ... s)

$$\pi_t = \pi_{t1} \cdot \pi_{t2} \ldots \pi_{ts} \tag{2.7}$$

Deoarece procesul Marcov este omogen, matricea π_t nu depinde de numărul blocului și în consecință după g – blocuri, matricea probabilităților de trecere va fi :

$$\pi_{tg} = (\pi_t)^g \tag{2.8}$$

Calculul matricei π_{tg} se poate face prin metoda experimentelor aleatoare cunoscută sub numele de metoda Monte Carlo (Metropolis și Ulam 1949; Onicescu 1964). Concordanța acestui model probabilist cu rezultatele experimentale citate de Kogaev (1968) este bună.

Yokobori (1951), (1953a), (1959) a tratat problema degradării prin oboseală ca un proces aleator staționar continuu de tip Marcov. Utilizarea acestui model a permis determinarea formei analitice a funcției de repartiție a durabilităților (Yokobori, 1954). Forma generală în care este dezvoltat acest model oferă posibilitatea aplicării lui și pentru stabilirea funcției de repartiție a durabilităților în cazul solicitărilor cu amplitudini variabile.

Recent Rascon (1967) a propus un model aleator de degradare bazat pe teoria mersului unidimensional la întîmplare. Acest model a fost confruntat cu unele rezultate experimentale obținute de Freudenthal și Shinozuka (1961), găsindu-se o concordanță satisfăcătoare.

BIBLIOGRAFIE

1. Alden T. H. ; W. A. Backofen, *The formation of fatigue cracks in aluminium single crystals*, Acta Metalurgica, *9*. 352—366 (1961)
2. Alden T. H. ; *Fatigue fracture in pure metals*, General Electric Research Laboratory, Report 62—RL—2923 M (1962a)
3. Alden T. H. ; *The strain hardening of zinc single crystals in alternating tension and compression*. Acta Met. *10*. 7. 653—661 (1962b)
4. Ando Z, ; Y, Kato. *Hardness changes during fatigue tests on carbon steels*. Proc, of the III Japan Congress on Test. Mater. Kyoto, 39—42 (1960)
5. Atkinson H, M, ; *Small angle scattering of X-rays and neutrons from deformed metals*. Journal of Applied Physics, *30*. 637 (1959)
6. Avery D, H, ; W, A, Backofen, *Nucleation and growth of fatigue cracks*. Fracture of Solids, John Wiley-New York 1963
7. Backofen W. A. ; *Formation of slip-band cracks in fatigue*. Fracture, Ed, Averbach ş, a, .The Technology Press MIT, 435—447 (1959)
8. Belaiev V. I. ; *Issledovania proțessa ustalosti metalov*. Izd,-vo, Minist, Vîşevo i sred speț. prof, obrazov B, S, S, R,. Minsk (1962)
9. Bilby A, K, ; A, H, Cottrell. K, H, Swinden. *The spread of plastic yielding from a notch*. Proc Royal Soc, London A272. 304—314 (1963)
10. Broom T. ; R. K. Ham, *The hardening and softening of metals by cyclic stressing*, Proc. Roy. Soc. A242, 166—179 (1957)

11. Brown A. F, ; *Slip bands and hardening processes in aluminium*, J. Inst. of Metals *80*, 115 (1952)
12. Bullen F. P. ; A. K. Head, W, A, Wood. Proc. Roy. Soc. London, A216, 332 (1953)
13. Burgard H. C. ; D. L. Davison, *Fracture mechanism and fracture surface topography*, International Conference on Fracture. Sendai, Japan (1965)
14. Charsley P. ; N. Thompson, *The orientation dependence of cyclic work-hardening in aluminium crystals*, Phil. Mag. *3*, *34*, 1098—1104 (1958)
15. Cioclov D. ; *Faigue damage under repeated loadings with a discontinuous variation of the stress amplitudes*, Rev, Roum. des Sci, techn. Série Mét, *14*, *2*, 137—148 (1969)
16. Coffin L. F; Jr. : *A study of the effects of cyclic thermal stresses on a ductile metal*, Trans, ASME, *76*, 931—950 (1954.
17. Coffin L. F. ; J. F. Tavernelli, *The cyclic straining and fatigue of metals* (Including alumimiun and its alloys, copper, nikel and tianium), Trans. AIME. *215*, *5*, 794—807, (1959)
18. Cottrell A. H. ; *Dislocations and plastic flow in crystals*-Oxford at the Clarendon Press, 1953
19. Cottrell A. H. ; D. Hull, *Extrusions and intrusions by cyclic slip in copper*, Proc. Roy. Soc,. A242, 211 (1957)
20. Czochralski T. ; E. Henkel; Z. Metallkunde, *58*, *58*, (1928)
21. Davidenkov H. H. ; G. T. Nazarenko, Jurnal Tehn. Fiz., *23*, *5*. 741 (1953)
22. Davies R. B. ; J. Y. Man, D. S. Kemsley, *Hardness changes during fatigue tests on copper*, Proc, Intern. Conf· on Fatigue of Metals, IME-ASME, London, 551—556 (1956)
23. Ebner M. L. ; W. A. Backofen , Trans AIME, *215*, 510, (1959)
24. Ericksen W. H. ; C. E. Work, *A study of the accumulation of fatigue damage in steel*, Proc. ASTM, *61*, 704—718 (1961)
25. Ewing J. A. ; J. W. C. Humfrey, *The fracture of metals under repeated alternations of stress*. Phil. Trans. Roy. Soc. 1903, A 200, 241 (1903)
26. Fegredo D. M. ; G. B. Greenough, *The fatigue properties of zinc*. J. Inst. Met., *87*, *I* (Sept), 1—9 (1958—1959)
27. Feltham P. ; Proc. R. Soc., *A242*, 158 (1957)
28. Feltham P, ; *On the fatigue limit of metals*, The Philosophical Magazine. *3*, *32*. 806—810. (1958)
29. Feltham P. ; *Cross-slip and fatigue in metals at low temperatures*, Phil. Mag. *6*, *72*, 1479—1486, (1961)
30. Feltner C. E. ; *Dislocation arrangements in aluminium deformed by repeated tensile stresses*, Acta Metallurgica, *11*, *7*, 817—828 (1963)
31. Feltner C. E. ; C. Laird, *Cyclic stress-strain response of FCC metals and alloys*, I Phenomenological experiments, Acta Metallurgica. *15*, *10*. 1621——1623 (1967a)
32. Feltner C. E.; C. Laird, *Cyclic stress-strain response of FCC metals and alloys*—II Dislocation structures and mechanisms. Acta Metallurgica, *15*, *10*, 1633—1653 (1967b)
33. Forrest P. G. ; *Fatigue of metals*, Pergamon Press, Oxford-London New-York-Paris, 1962
34. Forsyth P. J. E. ; *Some metallographic observations on the fatigue of metals*, J. Inst. Metals, *80*, 181—186 (1951)
35. Forsyth P. J. E. ; *Extrudation of material from slip bands at the surface of fatigued crystals of an Al-Cu alloy*, Nature, *171*. 172 (1953)
36. Forsyth P. J. E. ; *Some further observations on the fatigue process in pure aluminium*, J. Inst. Metals, *82*, 449 (1954)
37. Firsyth P. J. E. ; C. A. Stubbington. *The influence of substructure on the slip observed in pure aluminium and some aluminium alloys when subjected to fatigue stresses*, J, Inst. Metals, *83*, 173 (1955a)

38. Forsyth P. J. E. ; C. A. Stubbington, *The slip-band extrusion effect observed in some aluminium alloys subjected to cyclic stresses*, J. Inst. Metals, *83*, 395 (1955b)
39. Forsyth P. J. E. ; *The basic mechanism of fatigue and its dependence on the initial state of a material*, Proc. Intern. Conf. on Fatigue of Metals IME--ASME-London, 535—537 (1956)
40. Forsyth P. J. E. ; *Some observations on the nature of fatigue damage*, Phil. Mag., *2*, 437. (1957a)
41. Forsyth P. J. E. ; *Slip-band damage and extrusions*, Proc. Roy. Soc., *A242*, 198 (1957b)
42. Forsyth P. J. E. ; C. A. Stubbington, *The mechanism of fatigue failure in some binary and ternary alloys*, J. Inst. Metals, *85*, 339 (1957)
43. Forsyth P. J. E. ; D. A. Ryder. *Fatigue fracture*, Aircraft Engineering, *3J2*, 374, 96 (1960)
44. Forsyth P. J. E. ; *A two stage process of fatigue crack growth*. Proceedings of the Crack Propagation Symposium, Cranfield, The College of Aeronautics 76 (1962)
45. Forsyth P. J. E. , *Fatigue damage and crack growth in alumimium alloys*. Acta Metallurgica. *11. 7*. 703—715 (1963)
46. Freudenthal A. M. ; *A random fatigue testing procedure and machine*, Proc. ASTM,. *53*, 896 (1953)
47. Freudenthal A. M. ; *Physical and statistical aspects of cumulative damage*, Colloquium on Fatigue, Springer Verlag, 53—61, (1956a)
48, Freudenthal A. M. ; *Cumulative damage under random loading*, Proc. Intern. Conf. on Fatigue of Metals IME-ASME, London, 257—261 (1956b)
49. Freudenthal A. M. ; R. A. Heller, *Accumulation of fatigue damage*. Proc. Intern. Conf. on Fatigue in Aircraft Struct. Academic Press New York, 146, (1956c)
50. Freudenthal. A. M. ; *Fatigue*, Encyclopedia of Phsics, Springer Verlag, 1958
51. Freudenthal A. M. ; M. Shinozuka, *Structural safety under conditions of ultimate load failure and fatigue*, Columbia Unversity, WADD Techn. Rep., 61—177 (1961)
52. Gell M. ; G. R. Leverant, *The effect of temperature on fatigue fracture in a directionally-solidified nickel-base superalloy*, Fracture 1969 ; Proc of the 2d Intern. Conf. on Fracture—Brighton Chapman and HallLtd, London 1969, 565—575
53. Gough H. J. ; *Crystalline structure in relation to fatigue of metals-especially by fatigue*, Proc. Am. Soc. Test Mater, *33*, 3—114 (1933)
54. Griffith A. A. ; *The phenomenon of rupture and flow in solids*, Philosophical Transactoins, Royal Soc. (London) series A, 221, 163—198 (1920)
55. Grosskreutz J. C. ; F. R. Rollins, *Small angle X-ray scattering from fatigued metals*, Journal of Applied Physics, *30*, 649 (1959)
56. Grosskreutz J. C. ; *Fatigue crack propagation in aluminium single crystals*, J. Appl. Phys., *33*, 1787 (1962)
57. Grosskreutz J. C. ; *Development of substructure in polycrystalline aluminium during constant-strain fatigue*, J. Appl. Phys, *34*. 372 (1963)
58. Grosskreutz J. C. ; *A critical review of micromechanisms in fatigue*, Fatigue-an Interdisciplinary Approach, Syracuse University Press., Syracuse, 27—59, (1964)
59. Grosskreutz J. C. ; *A theory of stage II fatigue crack propagation*, Air Force Materials Laboratory, Technical Report, *664*—15—1965, (1965)
60. Grosskreutz J. C. ; G. G. Shaw, *Microstructure at the tips of growing fatigue cracks in aluminium alloys*, ASTM STP *415*, 226—241 (1966)
61. Gumbel E. J. ; *Les valeurs extremes des distributions statistiques*, Ann. Inst. Henri Poincaré, *5*, 110 (1935)
62. Gumbel E. J. ; *The return period of flood flows*, Ann. Math. Stat, *12*, 163 (1941)

63. Gumbel E. J. ; *Statistical theory of extreme values and some practical applications*, Nat. Bureau. Stand. Applied Mathematics Series, 33 (1954)
64. Haigh B. P. ; *Hysteresis in relation to cohesion and fatigue*, Trans. Faraday Soc., *24*, 125 (1928)
65. Ham R. K. ; T. Broom, *The mechanism of fatigue softening*, Philosophical Magazine, *7*, 92—103 (1962)
66. Helgeland O. ; *Cyclic hardening and fatigue of copper single crystals*, Journal, Institute of Metals, *93*, 560—575 (1965)
67. Hempel M. ; C. M. Plock, *Schwingungsfestigkeit und Dämpfungsfähigkeit von unlegierten Stählen in Abhängigkeit von der chemischen Zusammensetzung und der Wärmebehandlung*, Mitt. Kaiser Wilh. Inst. Eisenforschung, *17*, *2*, 19—32 (1935)
68. Hertzberg R. W. ; P. C, Paris, *Application of electron fractography and fracture mechanics to fatigue crack propagation*, Proc. First. International Conference on Fracture, Sendai, Japan, 459—478, (1965)
69. Herztberg R. W. ; *Fatigue fracture surface appearance*, ASTM STP *415*, 205—224 (1966)
70. Hancock J. R. ; J. C. Grosskreutz, *Mechanisms of fatigue hardening in copper single crystals*, Acta Metallurgica, *17*, 77—97 (1969)
71. Herlescu T. ; A. Bernath, V. Safta., *Contribution a l'étude du phènomene de fatigue par le mesurage de la variation des constantes physico-mécaniques*, Rec. Roum, Sci. Techn., Sèrie Metall., *12*, 2, 269—284, (1967)
72. Hempel M. ; *Metallographic observations on the fatigue of steels*. Proc. Intern. Conf. on Fatigue of Metals IME—ASME—London, 543—547 (1956)
73. Holden J. ; Acta Metallurgica, *7*, *6*, 380 (1959)
74. Hull D. ; *Surface structure of slip bands on copper fatigued at 293°, 90°, 20°, and 4.2°K*, J. Inst. of Metals, *86*, 425—430 (1957—58)
75. Ikeda S. ; J. Mec. Soc. Japan. *31*, 447 (1928)
76. Ivanova V. S. ; J. D. Russavskaia, N. S. Sabitova., Zavodskaia Lab. *2*, *29*, 193 (1963)
77. Jacquet P. A. ; *Microstructure of brass containing 67% copper subjected to alternating bending*, Proc. Intern. Conf. on Fatigue of Metals, IME ASME--London, 506 (1956)
78. Jacquet P. A. ; *Etude micrographique d'un laiton alpha soumis a la flexion plane alternèe*, Revue de Métallurgie, *54*, *7*, 489—519 (1957)
79. Kemsley D. S. ; M. S. Paterson, *The influence of strain amplitude on the work hardening of copper crystals in alternating tension and compression*, Metallurgia, *8*, *7*, 453—467 (1960)
80. Kennedy A. J. ; *Possible dislocations gating mechanisms for fatigue extrusion*, Phil. Mag., *6*, 61. 49 (1961)
81. Kettunen P. O. ; *Fatigue hardening of copper single crystals at low stress amplitudes*, Acta Met., *15*, 8, 1275 (1967)
82. Kocánda S. ; *Recherches sur l'apparition et le developpment d'extrusions et d'intrusions dans le fer et le cuivre*. Memoires Scientifiques Rev. Metallurg. *64*. *5*. 437—440
83. Kocánda S. ; *Fatigue microcracks in the polycrystaline copper*. Comunicările celei de-a VI. Conf, de sudură şi Incerc, de Metale-Timişoara (1969)
84. Kogaev V. P. ; *Modelirovanie protesa ustalosti metalov metodom Monte-Carlo*, Zav. Lab., *34*. *7*. 828—832 (1968)
85. Kommers J. B. ; *Overstressing and understressing in fatigue. Engineering*. *143*, 3724, 620—627 şi 3726, 676—678 (1937)
86. Kuhlman-Wilsdorf D. ; M, Nine. *Striations on copper single crystals subjected to torsional fatigue*, II, *On the mechanism of fatigue striations formation and fatigue failure at low strain amplitudes*. J. Appl. Phys. *38*. 1683 (1967)
87. Laird C.; G. C. Smith. *Crack propagation in high stress fatigue*. Phil. Mag,. *7*. *77*. 847—857 (1962)

88. Laird C. ; G. C. Smith . *Initial stage of damage in high stress fatigue.* Phil, Mag,. *8.* 1945—1963 (1963)
89. Laird C. ; *The influence of metallurgical structure on the mechanism of fatigue crack propagation.* ASTM STP 415, 131—168 (1966)
90. Langer B. F. ; *Fatigue failure from stress cycles of varying amplitude.* Journal of Applied Mechanics. 4. Trans. ASME. *59.* A 160—162 (1937)
91. Lozinskii M. G. ; A. N. Romanov. *Some features of the fracture mechanism of comercial iron during fatigue test within wide ranges of temperature.* Proc, Second Conf, on Dimens, and Strength. Calculat. Budapest. 367—381 (1965a)
92. Lozinskii M. G. ; A. N. Romanov. *On the problem of extrusive and intrusive displacement of α-iron microvolumes in course of fatigue tests under* high-temperature *heating.* Dokladî A. N. SSSR. *4.* 161 (1965b)
93. Ludwik P. ; Z. Metallkunde. 22. 374 (1930)
94. Mac Gregor C. W. ; *Sginificance of transition temperature in fatigue.* Fatigue and Fracture of Metals. Symp, MIT Edit, John Willey şi Chapman Hall. London. 229 (1950)
95. Mantea St. ; N, Geru, T. Dulămiță, H. Rădulescu . *Metalurgia fizică.* Ed, Tehnică. București 1970
96. Manson S. S. ; *Behaviour of materials under conditions of thermal stress.* NACA T. N. 2933 (1953)
97. Marko S. M. ; W. L. Starkey, *A concept of fatigue damage.* Trans, ASME. *76.* 627—632 (1954)
98. May A. N. ; *A model of metal fatigue.* Nature. *185.* 4709. 303—304 (1960a)
99. May A. N. ; *A random slip model of fatigue and Coffin's Law.* Nature. *188.* 573 (1960b)
100. Metropolis N. ; S. Ulam. *The Monte Carlo method,* J. Amer, Statistic, Assoc, *44.* 335—341 (1949)
101. Mc Clintock F. A. ; *On the plasticity of growth of cracks.* Intern. Conf. on Fracture; Maple Valley Wash, şi in Fracture of Solids. John Wiley and Sons. Inc. N. Y. (1962)
102. Mc Evily A. J. ; E. S. Machlin, *Critical experiments on the nature of fatigue in crystalline Materials.* Fracture. Ed, Averbach ş, a. The Technology Press MIT. 450—473 (1959)
103. Mc Evily A. J. ; R. C. Boettner. *On fatigue crack propagation in fcc metals.* Acta Metallurgica. *11. 7.* 725—744 (1963)
104. Mc Evily A. J. Jr. ; T. L. Johnston. *The role of cross-slip in brittle fracture and fatigue.* Proc. First. Int. Conf. on Fracture-Sendai Japan. 515—546 (1965)
105. Miner M. A. ; *Cummulative damage in fatigue.* Journ, of Applied Mechanics π. Trans ASME. *67.* 12. A—159—A 164 (1945)
106. Moore H. ; T. Jasper, *Investigation of the fatigue of metals.* Bull. Eng. Expt, Stat,. Univ of Illinois, 142. 86 (1924)
107. Moore H. F. ; M. B. Wishart, Proc, ASTM. *34* (1934)
108. Mott N. F. ; Acta Metallurgica. *6.* 1955 (1955)
109. Mott N. F. ; *Origin of fatigue cracks.* Acta Metallurgica. *6.* 195 (1958)
110. Müller-Stock M. ; E. Gerold, E. M. Schulz, *Der Einfluss. einer Wechselvorbeanspruchung auf Biegezeit-und Biegewechselfestigkeit von Stahl St,37.* Archiv für das Eisenhüttenwesen. *12. 12.* 141—148 (1938)
111. Nădăşan St. ; B. Horovitz , Al. Bernath, V. Safta. *Oboseala metalelor.* Ed, Tehnică. București. 1962
112. Newmark N. M. ; *A review of cumulative damage in fatigue.* Fatigue and Fracture of Metals Edit, W, M, Murray. New York (1952)
113. Nine H. D. ; *Striations on copper single crystals subjected to torsional fatigue* I, A test of the relation of cross slip to fatigue striation formation. Journal of Applied Physics. *38. 4.* 1678—1682 (1967).
114. Nishihara T. ; M. Kawamoto. *The detection of the fatigued zone by a corrosion method.* Trans. Mech. Soc. Japan. *5.* 1—43 (1939)

115. Oding I. A. ; A. G. Nikonov, T. S. Marianovskaia, *Sbornic „Procinosti metallow pri neperemenih nagruzkah"*, Izd,-vo A. N. SSSR--Moskva, 55. 1963
116. Onicescu O. ; *Numere şi sisteme aleatoare.* Edit, Academiei. Bucureşti (1962)
117. Oshiba F. ; *On the change of hardness caused by repeated stress and the effect of ageing on its recovery.* Science Reports. Tohoku University Japan. 28. series *1.* 370 (1939)
118. Palmgren A. ; *Die Lebensdauer von Kugellagern*, Z. VDI. *68.* 339—341 (1924)
119. Parker E. R. ; D. M. Fegredo, *Nucleation and growth of fatigue cracks*, Internal Stresses and Fatigue in Metals-Elsevier Publishing Company. Amsterdam, 263—283, (1959)
120. Partridge P. G. ; *Slip band extrusion in fatigued close packed hexagonal metals.* Acta Metallurgica, *13, 5,* 517—525 (1965)
121. Paterson M. S. ; Acta Met. *3,* 491 (1955)
122. Rascon C. O. A. ; *Stochastic model to fatigue.* Proc, Amer, Soc, Civil Eng,. *93. 3.* 147—155 (1967)
123. Ratner S. I, ; *Razruşenie pri povtornih nagruzkah.* Oborongiz. Moskva (1959)
124. Ratner S, I, ; Sbornik *„Ustalosti metallov"*. Pod, red, G, V, Ujika. Izd--vo A, N, SSSR-Moskva. 34 (1960)
125. Rice I, R, ; *Mechanics of crack tip deformation and extension by fatigue.* Fatigue crack propagation ASTM STP 415. 247—304 (1967)
126. Roberts E, ; R, W, K, Honeycombe. *Fatigue of aluminium single crystals.* J, Inst, Metals. *91.* 134 (1962)
127. Salkine R, ; *La fragilisation des aciers par deformations plastiques.* Proc, of the Colloquium on Brittle Fracture and Safety Problems in Nuclear Pressure Vessels. Brussels. (1966)
128. Sasin M, Ia. *Vlianie ticliceskaia peregruzoc i nedogruzok na ustalosti metallov.* Jurn, Tehn, Fiziki. 25. 1184—1193 (1951)
129. Schmidt E, *Z,* Metallkunde. *20. 20* (1928)
130. Schwinning W, ; E, Schmidt. *Z,* Metallkunde. *20. 69* (1928)
131. Schwinning W, ; E, Schmidt. Z. Metallkunde. *23.* 323 (1931)
132. Segall R, L, ; P, G, Patrigde. P, B, Hirsch. *The dislocation distribution in face-centered cubic metals after fatigue.* Phil, Mag,.*6.* 1493 (1961)
133. Segall R, L, ; J, M, Finney. *The relation between physical properties and the observed dislocation distribution in fatigued metals.* Acta Metallurgica. *11.* 7. 685—690 (1963)
134. Smith G, C, ; *The initial fatigue crack.* Proc. Roy. Soc. London. A242.189 (1957)
135. Snowden K, U, ; *Dislocation arrangements during cyclic hardening and softening in Al crystals.* Acta Metallurgica. *11.* 7. 675 (1963)
136. Tanaka S, ; S, Sasaki. *Statistical aspects of hardness distribution of mild steel under repeated loadings.* Proc. First. Intern. Conf. on Fracture-Sendai Japan. 1517—1528. (1965)
137. Thomas K, ; A, Franks. *Study of X-ray scattering from fatigued metals.* Journal of Applied Physics. *30.* 649 (1959)
138. Thompson N, ; C, K, Coogan. J, R, Rider. *Experiments on aluminium crystals subjected to slowly alternating stresses.* Journ. Inst. of Metals. *84.* Part III. 73—80 (1955)
139. Thompson N, ; N, Wadsworth. N, Louat. *The origin of fatigue fracture in copper.* Phil, Mag, *1.* 113 (1956a)
140. Thompson N, ; *Fatigue of Aircraft Structures.* Academic Press. New York. *43.* (1956b)
141. Thompson N, ; *Some observation on the early stage of fatigue fracture.* Fracture edit Averbach B. L. s,a. The Technology Press of MIT and J. Wiley and Sons New York. 354—374 (1959)

142. Ujik G, V, ; *Soprotivlenie otrivu u procinosti metalov.* Izd. AN SSSR. Moskva. *5.* 741 (1950)
143. Valluri S. R. ; *A unified engineering theory of high stress level fatigue.* Aerospace Engineering (October). 18—19 şi 68—88 (1961)
144. Valluri S. R. ; *Some recent developments at „GALCIT" concerning a theory of metal fatigue.* Acta Metallurgica. *11,7,* 759—795 (1963)
145. Wadsworth N. J. ; *Work hardening of copper crystals under cyclic straining.* Acta Metallurgica. *11.* 663 (1963)
146. Waldron G. W. J. ; *A study by transmission electron microsscopy of the tensile and fatigue deformation of aluminium-magnesium alloys.* Acta Metallurgica. *13.* 897 (1965)
147. Weibull W. ; *A statistical theory of strength of materials.* Proc, Roy, Acad, Engng, Sci. *15* (1939)
148. Weibull W. ; *A theory of fatigue crack propagation in sheet specimens.* Acta Metallurgica. *11. 7.* 745—752 (1963)
149. Weertman J. ; *Rate of growth of fatigue cracks calculated from the theory of infinitesimal dislocations distributed on a plane.* Proc. First. Int. Conf. on Fracture. Sendai Japan. 153—164 (1965)
150. Wilkins E. W. C. ; *Cumulative damage in fatigue. Colloquium on Fatigue.* Stockholm. Springer Verlang. Berlin-Göttingen-Heidelberg. 321—331. (1956)
151. Williams M. L. ; *Some observations regarding the stress field near the point of a crack,* Proceedings of the Crack Propagation Symposium Cranfield. The College of Aeronautics. 130 (1962)
152. Wood W. A. ; *Failure of metals under cyclic strain.* Proc. International Conference of Fatigue of Metals. 531—534. AIME and ASME London. New York
153. Wood W. A. ; R. L. Segall. Proc. Roy. Soc. 242. 180 (1957)
154. Wood W. A. ; *Formation of fatigue cracks.* The Philosophical Magazine. *3. 31.* 692—699 (1958)
155. Wood W. A. ; *Some basic studies of fatigue in metals.* Fracture Edit, Averbach B.L.s.a.The Technology Press of MIT and J. Willey and Sons. New York. 412—434. (1959)
156. Wood W. A. S. Mc Cousland. Sargant, *Systematic microstructural changes* peculiar to fatigue deformation. Acta Metallurgica. *11. 7.* 643——652
157. Yamada R. ; Y. Matsuoka. J. Mec. Soc. Japan. *37.* 273 (1934)
158. Yokobori T. ; *Fatigue fracture of steel.* Journ. of the Phys. Soc. Japan. *6* 81—86 (1951)
159. Yokobori T. ; *Fatigue fracture from the standpoint of the stochastic theory,.* Journal of the Phys, Soc, Japan. *8. 2.* 265—268 (1953a)
160. Yokobori T. ; *Damage as an initial stage of fatigue fracture.* J. Phys. Soc. Japan. *8.* 806 (1953b)
161. Yokobori T. ; *The statistical aspect of fatigue fracture of metals.* Reports of the Institute of Science and Technology. University of Tokyo. *8. 1.* (1954)
162. Yokobori T. ; *The strength fracture and fatigue of metals.* Ed. P. Noordhoff-Groningen. (1965)
163. Yokobori T. ; *Fracture. fatigue and yielding of materials as a stochastic process.* Kolloid-Zeitschrift. *166.* 20—24 (1959)

COMPORTAREA LA SUDARE A OȚELURILOR CU CARBON ȘI SLAB ALIATE

Sinteză a cercetărilor de la Departamentul de sudură de la Ohio State University din Columbus, Ohio, USA.

T. SĂLĂGEAN

Centrul de sudură și încercări la oboseală, Timișoara

ÎNTRODUCERE

1. În USA comportarea la sudare (sudabilitate metalurgică) a oțelurilor cu carbon și slab aliate a început a fi studiată în anii 1940-1941. Concepțiile la care s-a ajuns și metodele de studiu elaborate formează obiectul prezentei sinteze. În cadrul ei, autorul a efectuat o serie de prelucrări statistice a rezultatelor cu scopul de a ușura privirea de ansamblu. De asemenea unele noțiuni, mai puțin folosite în metalurgia sudurii la noi, au fost prezentate în detaliu. Ș-a efectuat totodată transformarea unităților de măsură, trecîndu-se în paranteze rotunde valorile numerice în unitățile originale.

În prima parte se prezintă concepțiile privind comportarea la sudare și problemele rezolvate, respectiv direcțiile de cercetări viitoare, în partea a doua încercările de comportare la sudare folosite în mod frecvent, iar în partea a treia rezultatele obținute cu aceste încercări asupra unei largi varietăți de oțeluri cu carbon și slab aliate.

2. Axiomatic se acceptă că „orice oțel se poate suda", problema de cercetat fiind cu ce procedeu, cu ce materiale și cu ce tehnologie se va realiza sudarea, respectiv din ce construcție sudată face parte piesa. În felul acesta, noțiunea de „sudabilitate" este inutilă, pentru că ea nu poate fi definită științific. Toate definițiile existente nu sînt, logic vorbind, definiții, pentru că niciuna nu pornește de la noțiuni definite cu care apoi să explice noua noțiune. Se preferă deci noțiunea de comportare la sudare, care prevede ansamblul însușirilor sudurii pe care se poate conta, atunci cînd ea va fi pusă în exploatare. Din acest punct de vedere se disting trei aspecte:

— aspectul constructiv, care depinde de metalul de bază, de materialele de sudare, de calificarea operatorului, de masa și de rigiditatea construcției. Încercarea aspectului constructiv se face cu ajutorul epruvetelor rigidizate și

al încercărilor la solicitări diverse pe epruvete, pe modelele sau chiar pe construcţia întreagă ;

– aspectul tehnologic, care depinde de metalul de bază, de materialele de adaos, de regimul de sudare şi de calificarea operatorului. Încercarea aspectului tehnologic se face prin cercetări asupra metalului de bază şi materialelor de adaos în corelaţia cu factorii (parametrii) regimului de sudare ;

– aspectul metalurgic, care depinde esenţialmente de metalul de bază, fiind mai puţin afectat de materialele de sudare, de regimul de sudare şi de calificarea operatorului. Încercarea aspectului metalurgic al comportării la sudare constituie tocmai obiectul acestei sinteze.

a) Obiectivele principale ale cercetării comportării metalurgice la sudare notate în cele ce urmează cu *CMS*, sînt :

– stabilirea felului cum răspunde metalul de bază, notat în cele ce urmează cu *MB*, faţă de procesul de sudare ce se aplică asupra lui ;

– stabilirea unui sistem de încercări coerente pentru a determina răspunsul *MB*-ului faţă de procesul de sudare, indiferent de modul cum va fi folosit şi de solicitările la care va fi supus ;

– stabilirea unui sistem coerent de încercări prin care beneficiarul să determine însuşirile *MB*-ului în condiţiile specifice în care el va fi exploatat ca parte integrantă a unei construcţii sudate.

Cunoaştem astăzi cîteva sute de epruvete, fiecare cu metoda aferentă, pentru încercarea „sudabilităţii". Unele dintre ele datează încă din timpurile în care se credea că, folosind o epruvetă şi deci o încercare, putem răspunde categoric dacă metalul este „sudabil" sau nu. Trecînd peste aceste concepţii, ajungem la sisteme de încercări bazate pe mai multe epruvete, care încearcă să grupeze în mod logic determinarea însuşirilor esenţiale pentru a răspunde la acelaşi fel de întrebări : este sau nu „sudabil" metalul cercetat. În fine, se ajunge la concepţia modernă a unui sistem coerent de încercări pe baza căruia să se obţină toate informaţiile necesare pentru a răspunde la întrebarea : cum trebuie sudat metalul respectiv pentru a i se asigura anumite însuşiri impuse de condiţiile de exploatare. În acest ultim caz avem la dispoziţie circa 50 de încercări, care se pot grupa astfel :

– determinarea durităţii în zona influenţată termic, notată în cele ce urmează cu *ZIT*, care atrage prin simplitatea ei. Folosirea practică a acestei încercări este condiţionată de stabilirea unei relaţii cu o anumită confidenţă între duritatea din *ZIT* şi plasticitatea *MB*, afectat de procesul de sudare ;

– cercetarea macro – şi microstructurii *ZIT*, care dă o imagine calificativă a structurii zonei, detectează fisurile, segregaţiile şi incluziunile, fără însă a ne da bune aprecieri cantitative. Cercetarea microstructurii este în strînsă corelaţie cu cercetarea durităţii *ZIT*-ului ;

– corelarea ciclurilor termice din *ZIT* cu diagramele de transformare izotermă a *MB*, cu scopul de a găsi vitezele de încălzire şi de răcire, respectiv temperaturile critice care determină anumite transformări ;

– încercări de îndoire statică şi dinamică, cu şi fără crestături, la temperatura mediului ambiant şi la temperaturi scăzute. Asemenea cercetări

urmăresc mai ales plasticitatea *MB* și variația acesteia în *ZIT*, permițînd concluzii globale sau selectate asupra factorilor fragilizanți ;

– încercări ale tendinței spre fisurație „la cald" sînt corelate cu precedentele, urmărind, pe lîngă factorii fragilizanți și rezistențele față de propagarea și generarea fisurilor, nucleația acestora la scară microscopică și caracterul lor inter – sau intracristalin ;

– corelarea „călibilității" oțelurilor cu rezultatele tuturor încercărilor care vizează fragilizarea *MB*, cu scopul de a simplifica cercetarea experimentală, fiindcă valoarea călibilității se poate calcula cu o precizie mai mare decît alte valori folosind analiza chimică a materialului.;

– încercări la rupere fragilă, considerată a fi cea mai periculoasă pentru distrugerea construcțiilor sudate, se fac cu scopul de a elucida condițiile în care se poate declanșa fenomenul. Aici intervin mulți factori, dintre care unii sînt practic greu de cunoscut, ca modul de solicitare real, istoria oțelului de la elaborare pînă la obținerea piesei ce se sudează și solicitările întîmplătoare ale construcției ;

– încercările mecanice clasice, inclusiv determinarea compoziției chimice

b) Cercetări efectuate pînă în prezent, folosind încercările descrise, au condus la o serie de rezultate care pot fi considerate ca certe pentru oțelurile cu carbon și slab aliate :

– temperatura de fragilizare a oțelurilor ϑ_F este influențată de următorii factori : *conținutul în carbon* face să crească ϑ_F ; la aceeași duritate și rezistență oțelul cu cel mai scăzut conținut în carbon are și cea mai mică ϑ_F; *dezoxidarea* face să scadă ϑ_F, oțelurile calmate și semicalmate cu ϑ_F mai mic decît cele necalmate ; *călirea și revenirea* fac ca ϑ_F să scadă ;

– duritatea maximă *HM* din *ZIT* nu determină, în toate cazurile, zona cea mai critică pentru propagarea fisurilor, care se propagă prin o zonă largă încălzită între punctele A_{C1} și A_{C2} ;

– preîncălzirea are un efect bun asupra plasticității oțelurilor ; la cele mai multe oțeluri din clasa respectivă, preîncălzirea de *371°C (700°F)* este cea mai favorabilă, fiindcă dă cei mai scurți timpi de transformare a martensitei în bainită.

Cîteva relații cantitative sînt date grafic în cele ce urmează : *figura 1* arată duritatea maximă *HM* în funcție de conținutul în carbon *%C* la oțelurile nealiate, în cazul călirii drastice ; *figura 2* arată relația dintre *HM* și secțiunea cusăturii *A* la sudarea unui oțel nealiat cu 0,28%C ; *figura 3* arată relația dintre *A* și energia liniară *EL* folosită la sudare, avînd ca parametru viteza de sudare ϑ_{-s} ; *figura 4* dă relația dintre *HM* și unghiul de îndoire statică αII la încercare *SBT* (încercare descrisă în partea II) ; *figura 5* arată relația între *HM* și ϑ_F, iar *figura 6*, relația între %C și ϑ_F. În încheiere reținem și relația lui R. Gunnert între penetrația cusăturii *p*, curentul de sudare I_s, tensiunea arcului U_a și ϑ_s :

$$p = K \sqrt[3]{\frac{I_s^4}{\vartheta_s \cdot U_a}} \qquad (1)$$

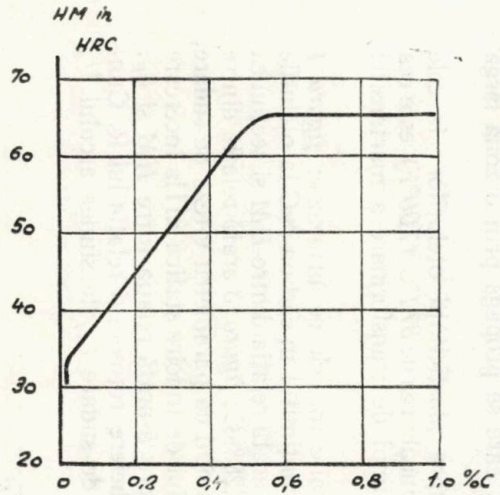


Fig. 1.

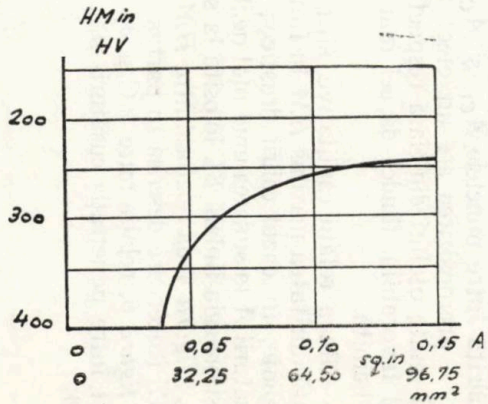


Fig. 2.

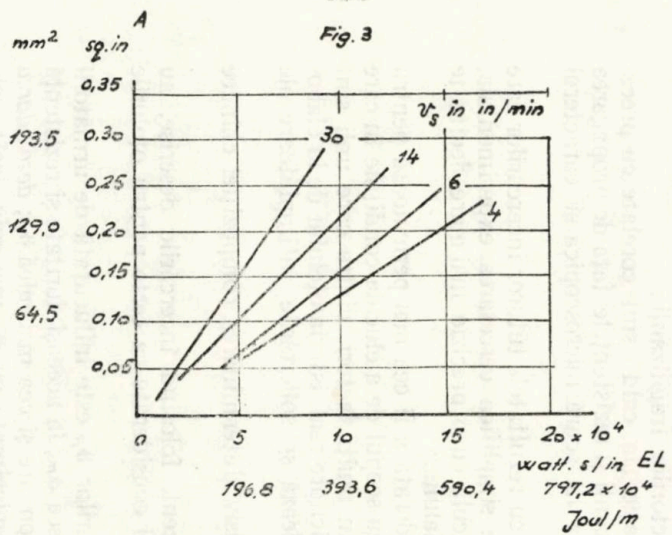


Fig. 3.

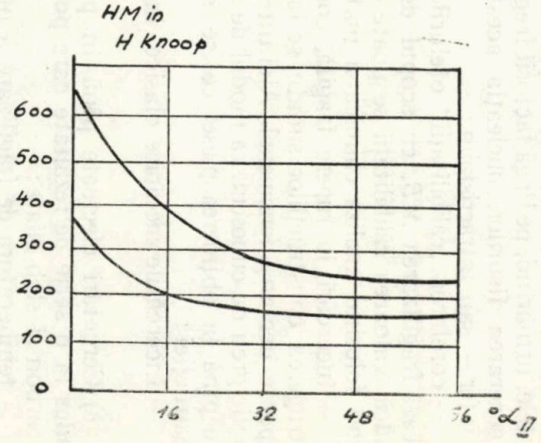


Fig. 4.

valabil la sudarea cu electrozi înveliți având diametrul cuprins între *3,25* ($^1/_8$ *in*) și *5,50 mm* (*7/32 in*) în cazul în care I_s variază între *85* și *350 A*, U_a între *23* și *25V* și v_s între *0,24*(6 in min) și *0,71 mm/min* (*18 in/min*). În relația (1), v_s trebuie înlocuit în in/min și astfel constanta K are valoarea de 0,0012, astfel că p rezultă in *inches*.

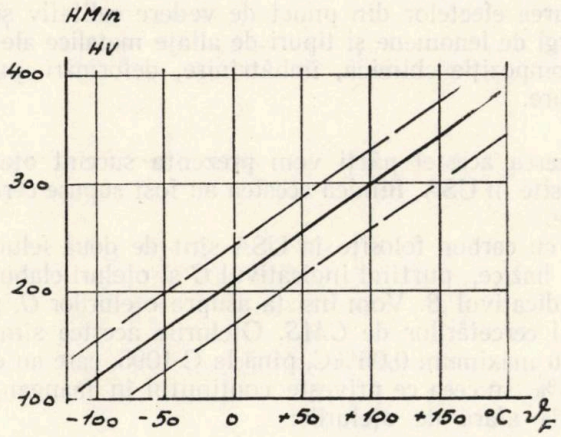


Fig. 5.

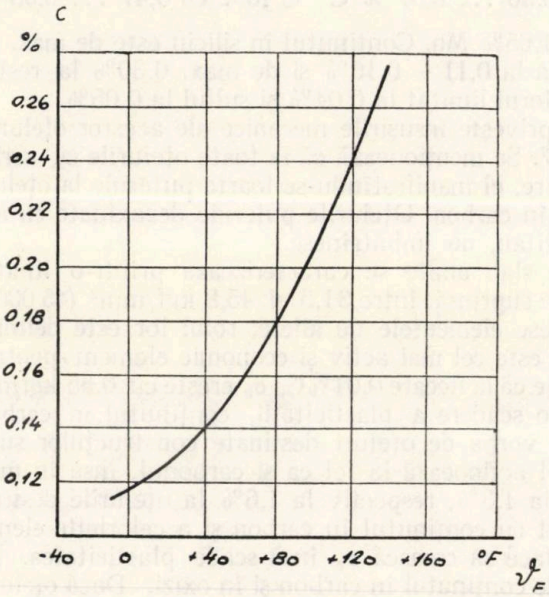


Fig. 6.

c) În ceea ce privește problemele de viitor, acestea sînt multe, ele putînd totuși să fie grupate în felul următor:

— criterii și condiții de încercare privind numărul minim de încercări pe tip de încercare, valorile minime și intervalele de confidență pentru ca mărimea cercetată să conducă la acceptare sau la respingere, respectiv la condiții de folosire în cadrul unor solicitări limitate;

— determinarea efectelor din punct de vedere calitativ și mai ales cantitativ pe clase largi de fenomene și tipuri de aliaje metalice ale următorilor factori: grosime, compoziție chimică, îmbătrînire, deformări, putere utilizată și istoria de elaborare.

3. În încheierea acestei părți vom prezenta succint oțelurile cu carbon și slab aliate folosite în USA, fiindcă acestea au fost supuse cercetărilor de comportare la sudare.

a) Oțelurile cu carbon folosite în USA sînt de două feluri: oțeluri elaborate în cuptoare bazice, purtînd indicativul *C* și oțeluri elaborate în cuptoare acide, purtînd indicativul *B*. Vom insista asupra oțelurilor *C*, pentru că ele au format obiectivul cercetărilor de *CMS*. Oțelurile acestea sînt numerotate de la C 1005, care au maximum 0,06%C, pînă la C 1095, care au carbonul cuprins între 0,90 și 1,03%. În ceea ce privește conținutul în mangan, el este cuprins între 0,3 și 0,9% afară de oțelurile:

C 1024 cu 0,19 ... 0,35 % C	C 1041 cu 0,36 ... 0,44 % C
C 1027 cu 0,22 ... 0,29 % C	C 1048 cu 0,44 ... 0,52 % C
C 1036 cu 0,30 ... 0,37 % C	C 1052 cu 0,47 ... 0,55 % C

care au 1,20 — 1,65% Mn. Conținutul în siliciu este de max. 0,10% la oțelurile cu carbonul pînă la 0,11 — 0,16% și de max. 0,30% la rest. Oțelurile folosite la sudare au fosforul limitat la 0,04% și sulful la 0,05%.

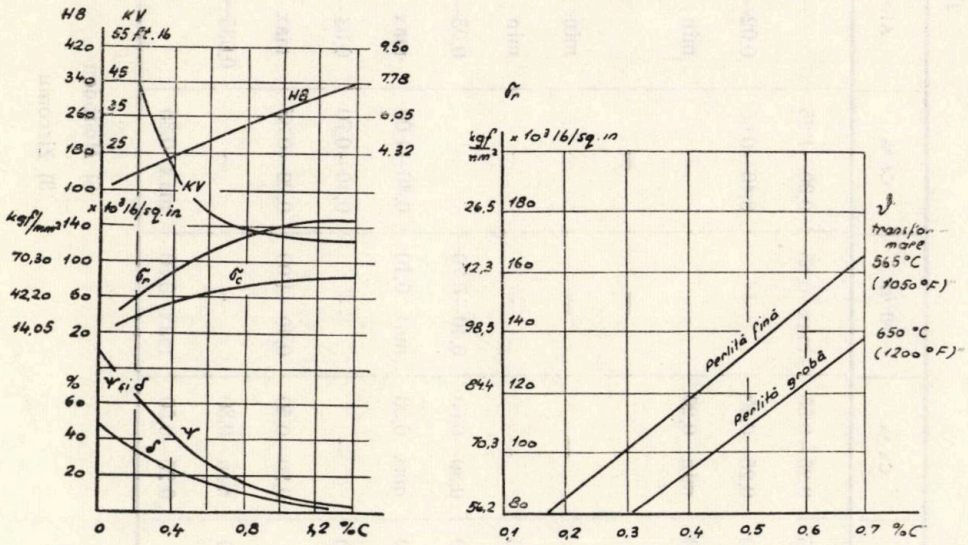
În ceea ce privește însușirile mecanice ale acestor oțeluri, ele sînt arătate grafic în *figura 7*. Se menționează că la toate oțelurile cu carbon apare fenomenul de îmbătrînire, el manifestîndu-se foarte puternic la oțelurile necalmate cu conținut scăzut în carbon. Oțelurile puternic dezoxidate cu aluminiu, respectiv cu aluminiu și titan, nu îmbătrînesc.

b) Oțelurile slab aliate se caracterizează printr-o limită de curgere σ_c ridicată și anume cuprinsă între 31,5 și 45,8 kgf/mm² (45 000 — 65 000 lb/sg.in). În ceea ce privesc elementele de aliere, rolul lor este definit astfel:

— carbonul este cel mai activ și economic element pentru creșterea lui σ_c. Astfel se socotește că la fiecare 0,01%C, σ_c crește cu 0,35 kgf/mm² (500 lb/sg. in). Provocînd însă o scădere a plasticității, conținutul în carbon trebuie limitat mai ales cînd e vorba de oțeluri destinate construcțiilor sudate;

— manganul acționează la fel ca și carbonul, însă în măsură mai redusă. El se limitează la 1,3%, respectiv la 1,6% la oțelurile destinate construcțiilor sudate, în raport cu conținutul în carbon și a celorlalte elemente de aliere;

— fosforul face să crească σ_c însă scade plasticitatea. Rolul său fragilizant este legat de conținutul în carbon și în oxizi. Dacă oțelul are puțin carbon



a *b*

Fig. 7.

și este bine dezoxidat cu aluminiu și siliciu, acțiunea fragilizantă a fosforului este redusă. Prezența sa în aceste condiții, face să crească rezistența la oboseală. Împreună cu cuprul, fosforul mărește rezistența la coroziune;

– cuprul, la conținuturi de peste 0,50% mărește tendința spre fisurare la cald a oțelului, iar la peste 0,60% face ca oțelul să fie sensibil la precipitări. În același timp, cuprul mărește pe σ_c, rezistența la oboseală și la coroziune;

– vanadiul, la conținuturi în jur de 0,12% face să crească σ_c, fără a înrăutăți comportarea la sudare;

– niobiul face să crească σ_c; la fiecare 0,02% Nb, σ_c crește cu 7,03 – – 10,50 kgf/mm² (10 000 – 15 000 lb/sg. in). Această creștere este însoțită de scăderea rezilienței;

În *tabela 1* sînt date cîteva tipuri de oțeluri slab aliate folosite în construcții sudate. La toate oțelurile prezentate, S$\leqslant$0,05%.

4. În aprecierea *CMS*, se folosește călibilitatea calculată, notată în cele ce urmează cu *CAL*. Aceasta se determină în felul următor: din graficele prezentate în *figura 8* se determină călibilitatea de bază în funcție de mărimea grăuntelui de austenită (graficul *a*). Călibilitatea de bază se dă în inches și se notează cu CAB. Apoi din celelalte grafice, în funcție de conținutul în elementele de aliere, se determină factorii de multiplicare *FM*, corespunzători la toate elementele de aliere. CAL se calculează apoi din relația

$$CAL = CAB \times FM^{C} \times FM^{Mn} \times \ldots \qquad (2)$$

Tabela 1

Oţel	C %	Mn %	P %	Si %	Cu %	Ni %	Cr %	Alte %
Cor–Ten*	max 0,12	0,2—0,50	0,07—0,15	0,25—0,75	0,25—0,55	max 0,65	0,30—1,25	—
Cor—Ten**	0,10—0,19	0,9—1,25		0,15—0,30	0,25—0,40	—	0,40—0,65	0,02—0,10 [1]
Tri—Ten	max 0,25	max 1,25		max 0,30	min 0,20	—	—	min 0,02 [1]
Man—Ten	„ 0,28	1,1—1,60	max 0,04			—	—	—
Ex—Tenso 50	„ 0,22	max 1,25		—	—	—	—	min 0,01 [1]
Glx—50—W	„ 0,20	" 1,00		max 0,10	—	—	—	min 0,02 [2]
Dynalloy	„ 0,15	0,6—1,00	0,05—0,10	„ 0,30	0,30—0,60	0,40—0,70	—	0,05—0,15 [3]
Mayori R	„ 0,12	0,5—1,00	max 0,12	0,20—0,90	max 0,50	max 0,10	0,40—1,00	max 0,1 [4]
Nax	„ 0,18	0,5—0,90	„ 0,04	0,60—0,90	—	—	0,40—0,70	0,03—0,13 [4]
Yolloy HSX	„ 0,18	max 0,90	„ 0,08	—	0,20—0,50	0,40—1,00	0,20—0,35	max 0,2 [3]
Jalten	„ 0,15	„ 1,30	„ 0,04	max 0,10	min 0,30	—	—	0,035—0,065 [1]
Yolloy ACR	„ 0,10	„ 0,60	„ 0,05	—	0,25—0,50	max 0,60	max 0,35	

*Grosimea 12,7 mm ($^1/_2$ inches)

**Grosimea 12,7 mm ($^1/_2$ inches)

1) Vanadiu

2) Niobiu

3) Molibden

3) Zirconiu

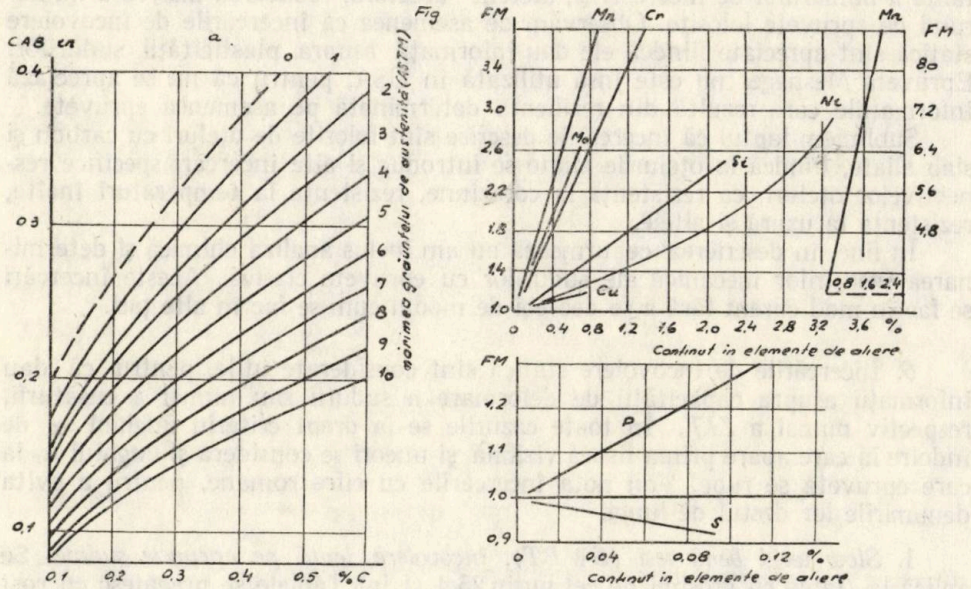


Fig. 8.

rezultînd, ca valoare în inches. În graficele din *figura 7* nu este dat *FM* al borului. Acesta depinde mai ales de conținutul în carbon a oțelului, dacă borul este cuprins între 0,0005 și 0,0040 % și anume :

$$FM^B = 2 \text{ la } 0{,}20\% \text{ C}$$

$$FM^B = 0 \text{ la } 0{,}90\% \text{ C}.$$

Să considerăm un oțel cu mărimea de grăunți 4, la care $CAB = 0{,}22$ și care are : 0,26% C ; 0,58% Mn ; 0,36% Si ; 0,023% S ; 0,011 %P și 3,35 % Ni. Factorii de multiplicare sînt respectiv : 3,05 (Mn) – 1,25 (Si) – 0,98 (S) – 1,05 (P) – 3,05 (Ni). Rezultă astfel :

$$CAL \cong 2{,}70 \text{ in.}$$

PARTEA II

5. Încercările curent folosite la cercetarea *CMS* se pot împărți în următoarele categorii : încercări de încovoiere statică, încercări de rezilienţă ; determinarea durității maxime în *ZIT* și alte încercări. În cele ce urmează se vor descrie aceste încercări și, acolo unde există date, se vor da și criteriile de acceptabilitate. De notat este faptul că în cercetările întreprinse s-au căutat relații statistice între diferitele încercări. Aceste relații permit reducerea impor-

tantă a numărului de încercări și, aferent acestora, reducerea masivă a numărului de epruvete folosite. Observăm de asemenea că încercările de încovoiere statică sînt apreciate fiindcă ele dau informații asupra plasticității sudurilor. Epruveta Mesnager nu este însă utilizată în USA, pentru că nu se apreciază informațiile care rezultă din rezilienta determinată pe asemenea epruvete.

Subliniem faptul că încercările descrise sînt folosite de oțeluri cu carbon și slab aliate, fiindcă la oțelurile aliate se introduc și alte încercări specifice respectivelor oțeluri, ca rezistența la coroziune, rezistența la temperaturi înalte, rezistența la uzură și altele.

În fine, în descrierea ce urmează nu am inclus analiza chimică și determinarea însușirilor mecanice ale sudurilor cu epruvete clasice. Aceste încercări se fac în mod curent fără a se deosebi de modul cum se fac în alte țări.

6. Încercările de încovoiere statică sînt considerate utile, pentru că dau informații asupra capacității de deformare a sudurii sau numai a cusăturii, respectiv numai a *ZIT*. În toate cazurile se ia drept criteriu unghiul α de îndoire la care apare prima fisură vizibilă și uneori se consideră și unghiul α_r la care epruveta se rupe. Von nota încercările cu cifre romane, pentru a evita denumirile lor destul de lungi.

I. *Slow weld bend test (SWBT), încovoiere lentă pe epruvete sudate.* Se aplică la table cu grosimi de cel puțin 25,4 (1 in). Tablele se pregătesc cu rost în V la 60°, avînd rădăcina de 4,8 mm (3/16 in) și se sudează. Apoi se scot epruvete dreptunghiulare de 152,4×6,35×9,52 mm (6×¼×3/8 in) avînd sudura în mijloc. Din fiecare secțiune se scot două epruvete: una mai aproape de deschiderea rostului (notată cu ep^1) și a doua mai aproape de rădăcina rostului (notată cu ep^2). Epruvetele se încearcă într-un dispozitiv arătat în *figura 9*, determinînde-se α_I.

II. *Slow bend test (SBT) încovoiere lentă pe epruvete cu cusătură depusă.* Pe o placă de 177,8×152,4×12,7 mm (7×6×½ in) se depune o cusătură în lungul dimensiunii celei mai mari și în sensul de laminare. Se scot apoi epruvete dreptunghiulare de 152,4×38,1×9,52 mm (6×1,5x3/8in), avînd cusătura și *ZIT* la mijloc. Ele se încearcă tot în dispozitivul arătat în *figura 9*, determinîndu-se α_{II}.

III. *Slow V bend test (SVBT), încovoiere lentă pe epruvete cu cusătură depusă și cu crestătură în V.*

Pregătirea tablei, prelevarea și dimensiunile epruvetelor se face la fel ca la II. După acestea, epruveta primește o crestătură în V, cu dimensiunile crestăturii Charpy V. Fundul crestăturii se așează pe linia care desparte cusătura de *ZIT*. Epruvetele se încearcă apoi din dispozitivul arătat în *figura 9*, determinîndu-se α_{III}.

IV. *Slow U bend tesi (SUBT) încovoiere lentă pe epruvete cu crestătură depusă și cu crestătură în U.* Pe o placă de 304,8×152,4×δ mm (12×6×δ in) se depune o cusătură de-a lungul dimensiunii de 6 in. Se scot apoi epruvete de 304,8×38,1×δ mm (12×1,5×δ in) avînd cusătura la mijloc. Apoi se face o

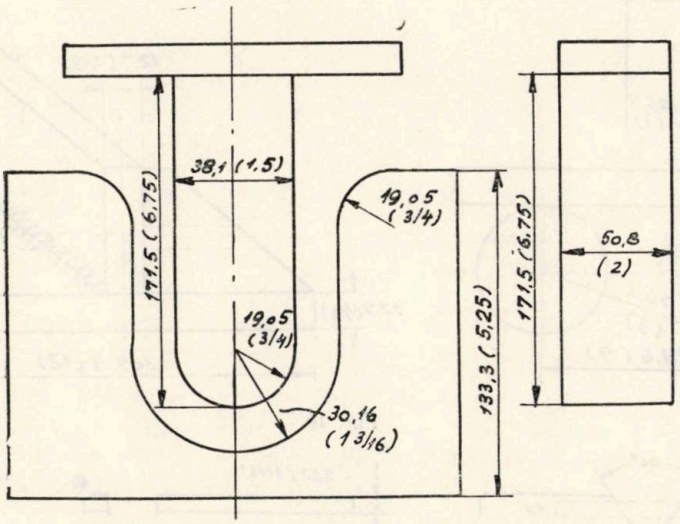


Fig. 9.

crestătură de lățime 2,54mm (0,10) in), care să pătrundă sub nivelul tablei cu 1,2mm (3 64 in). Epruvetele se încearcă în dispozitivul arătat în *figura 10*, determinîndu-se α_{IV}.

V. *Slow T bend test (STBT), încovoiere lentă pe epruvete în T.* Se pregătește o piesă conform *figurii 11*, din care se decupează epruvete cu lățimea de 38,8 mm (1,25 in). Aceste epruvete se încearcă în dispozitivul arătat în *figura 10*, determinîndu-se α_V.

În *figura 12* se arată epruvetele și modul de prelevare a lor la încercările de încovoiere statică descrise.

7. Încercările de rezilienţă se bazează mai ales pe epruvete Charpy V și foarte rar pe epruvete Mesnager, *DVM* sau *ISO*. Tot rar se folosește și o epruvetă cu o crestătură „în gaură de cheie", arătată în *figura 13*. În rest încercările nu au particularități demne de a fi relevate.

Duritatea se măsoară cu Vickers 10 (*HV*), cu Brinell (*HB*) și destul de des cu Knoop (*HK*). Duritatea Knoop este mai puțin folosită în Europa. În esență, *HK* folosește un diamant sub formă de piramidă rombică, avînd o diagonală mult mai mare în raport cu cealaltă. *HK* este dat de raportul dintre greutatea folosită *G* și suprafața impresiunii:

$$HK = \frac{G}{C \cdot L^2} \tag{3}$$

unde *L* este lungimea diagonalei mari a impresiunii. Constanta *C* are valoarea de 0,07028, iar *G* poate fi ales între 0,1 și 3,5 kgf. Pentru cercetarea durității

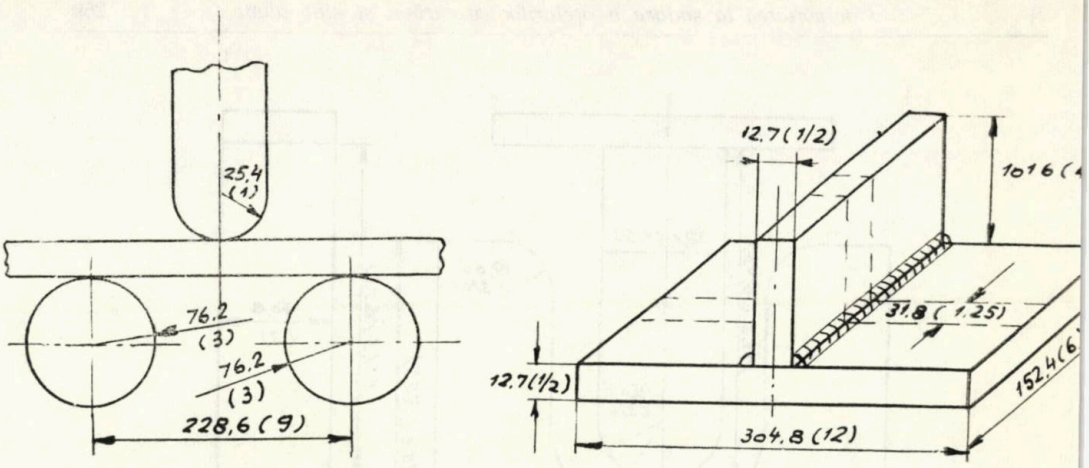

25,4 (1)
76,2 (3)
76,2 (3)
228,6 (9)
12,7 (1/2)
31,8 (1,25)
12,7 (1/2)
304,8 (12)

Fig. 10.

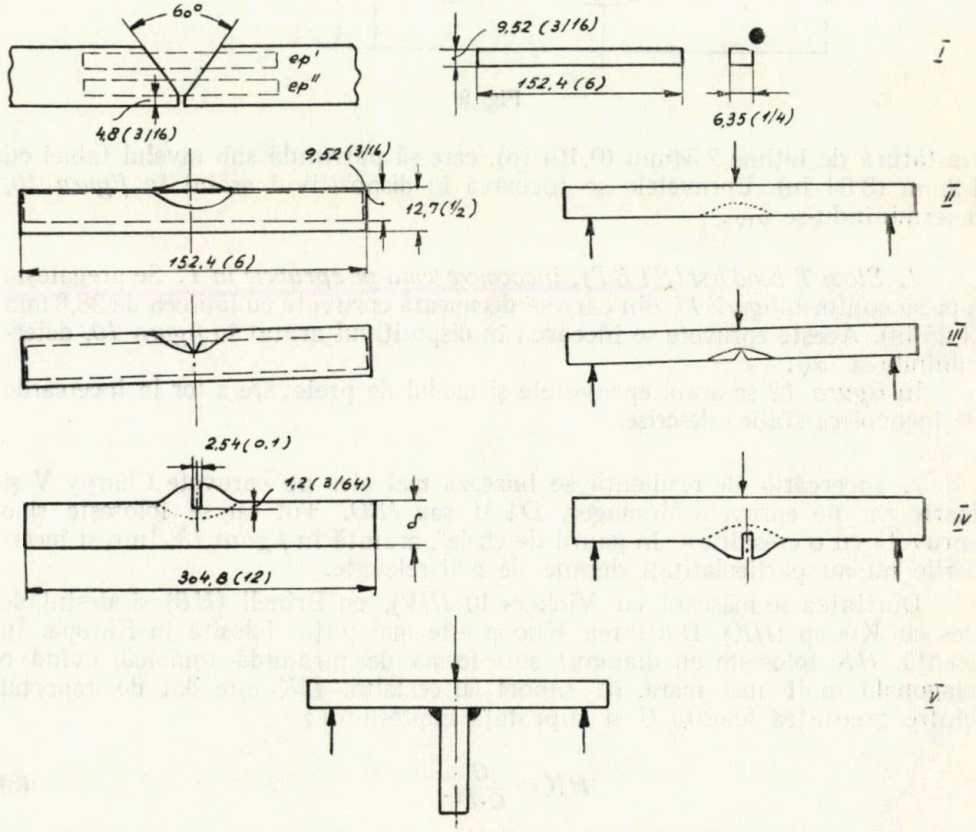

60°
ep'
ep''
4,8 (3/16)
9,52 (3/16)
152,4 (6)
6,35 (1/4)
I
9,52 (3/16)
12,7 (1/2)
152,4 (6)
II
III
2,54 (0,1)
1,2 (3/64)
δ
304,8 (12)
IV
V

Fig. 12.

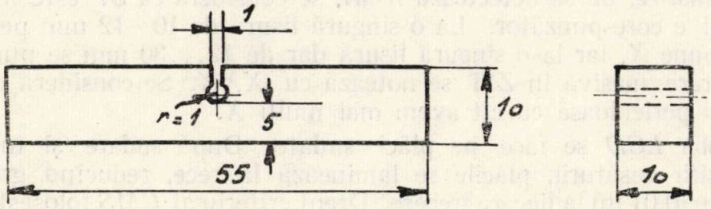


Fig. 13.

în *ZIT* se preferă G=0,2 kgf. Evident, există tabele care, în funcție de G și L, dau direct pe *HK*.

În ceea ce privește călibilitatea calculată, ea a fost descrisă la punctul 4.

8. Dintre alte încercări folosite vom descrie două : sensibilitatea la fisurație, notată cu *SF*, și laminarea la rece a probelor sudate, notată cu *LDC*.

a) Proba *SF* se pregătește astfel : pe un paralelipiped din oțelul ce se studiază, cu dimenisunile de 101,6×50,8×25,4 mm (4×2×1 in) se depune o cusătură de 37,8 mm (1,25 in) folosind un electrod cu diametrul de 3,25 mm ($^1/_8$ in) și următorul regim :

$$U_a = 25\ \text{V};\ I_s = 100\ \text{A};\ v_s = 203{,}2\ \text{mm/min} \qquad (8\ \text{in/min})$$

Depunerile se fac atît la temperatura mediului ambiant, cît și la −12 °C (10 °F), se extrage apoi o epruvetă, conform celor arătate în figura *14*, care se pregătește pentru studiul la microscop. Studiul ZIT se face la o mărire de 100×. Dacă,

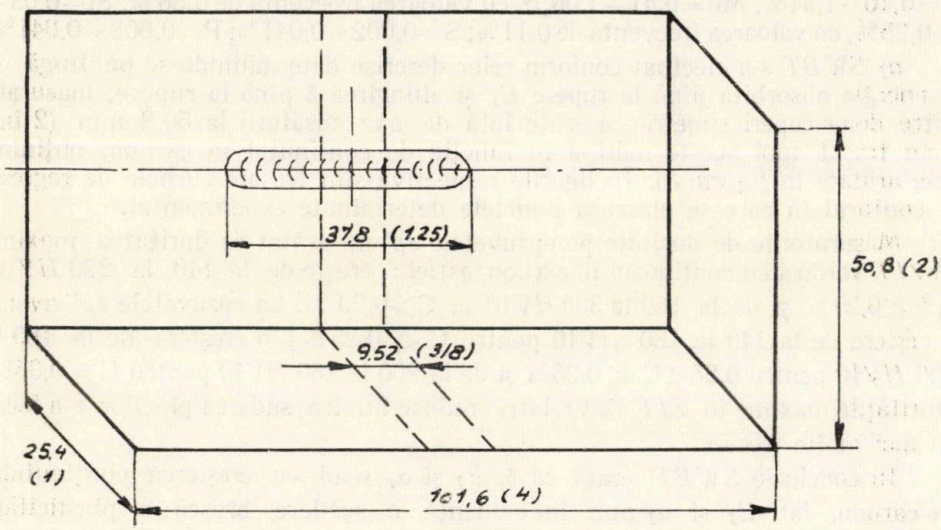


Fig. 14.

la această mărire, nu se detectează fisuri, se consideră că *SF* este foarte mică, adică oţelul e corespunzător. La o singură fisură de 10–12 mm pe fotografia mărită se pune *X*, iar la o singură fisură dar de 12...30 mm se pune *XX*. În fine, o fisurare masivă în ZIT se notează cu *XXX*. Se consideră că *SF* este cu atît mai periculoasă cu cît avem mai mulţi *X*.

b) Proba *LCD* se face pe plăci sudate. După sudare şi îndepărtarea supraîncălzirii cusăturii, plăcile se laminează la rece, reducînd grosimea lor cu 0,254 mm (0,01 in) la fiecare trecere. Drept criteriu al *CMS* foloseşte numărul de treceri pînă la rupere.

PARTEA III

9. În cercetările de *CMS* care s-au făcut, ideea fundamentală a fost aceea de a studia grupe mari de oţeluri şi de a stabili relaţii între caracteristicile oţelurilor şi parametrii încercărilor respective. Oţelurile din grupe au fost caracterizate fie de conţinuturile în anumite elemente de aliere, fie în cifra de călibilitate calculată (*CAL*). Cum se vede, noţiunea de carbon echivalent *C* , folosită de cercetătorii europeni în aprecierea globală a compoziţiei chimice, nu este agreată în USA. Se consideră că *CAL* joacă un rol mai important în ceea ce priveşte formarea imaginii globale asupra compoziţiei chimice, atunci cînd compoziţia chimică se pune în legătură cu *CMS*, În cele ce urmează se vor prezenta rezultatele cercetărilor astfel conduse.

10. CMS a unor oţeluri cu carbon s-a făcut pe un grup de 20 de oţeluri, la care conţinuturile în elemente de aliere au variat între următoarele limite: C=0,10–1,54%, Mn=0,41–1,06%, cu valoarea frecventă de 0,56%; Si=0,03–0,28%, cu valoarea frecventă de 0,11%; S=0,002–0,041%; P=0,008–0,041%.

a) *SWBT* s-a efectuat conform celor descrise determinîndu-se pe lîngă α_I şi energia absorbită pînă la rupere E_I şi alungirea δ pînă la rupere, măsurată între două ruperi simetric aşezate faţă de axa cusăturii la 50,8 mm (2 in). S-au trasat apoi aceste mărimi în funcţie de conţinutul în carbon, obţinînd cele arătate în *figura 15*. În figurile respective sînt trasate curbele de regresie şi conturul în care se plasează punctele determinate experimental.

Măsurătorile de duritate pe epruvetele *ep*' au arătat că duritatea maximă în *ZIT* variază cu conţinutul în carbon astfel: creşte de la 140 la 220 *HV* 10 la $C \leqslant 0{,}29\%$ şi de la 160 la 300 *HV*10 la $C > 0{,}29\%$. La epruvetele *ep*'' avem: o creştere de la 140 la 180 *HV*10 pentru $C < 0{,}25\%$; o creştere de la 160 la 200 *HV*10 pentru $0{,}25 < C \leqslant 0{,}35\%$ şi de la 200 la 280 *HV*10 pentru $C > 0{,}35\%$. Durităţile maxime în *ZIT* sînt relativ reduse fiindcă sudarea plăcilor s-a făcut în mai multe treceri.

În concluzie *SWBT* arată că δ, E_I şi α_I scad cu creşterea conţinutului în carbon, iar E_I şi α_I pun în evidenţă o scădere bruscă a plasticităţii la 0,28% C.

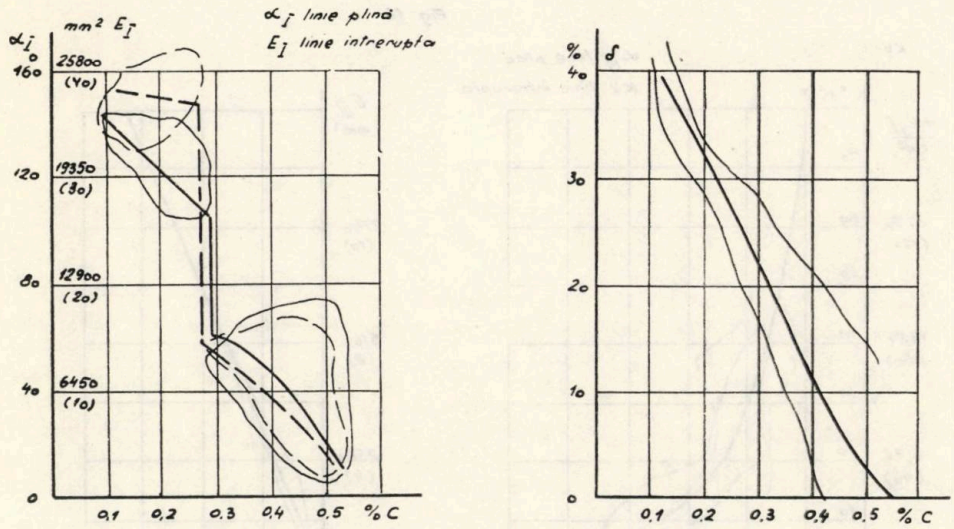


Fig. 15.

b) *SWBT* s-a efectuat conform celor descrise. Depunerea cusăturii s-a făcut perpendicular pe sensul de laminare cu regimul I_s=175 A; U_a=26 V; v_s=152,4 mm/min (6 in/min). S-au măsurat α_{III} și energia absorbită pînă la rupere E_{III}. Din aceeași placă s-au prelevat și epruvete de rezilienţă Charpy V, care au fost încercate la temperatura ambiantă. Rezultatele obținute sînt arătare în *figura 16*. Ca și la încercarea precedentă, mărimile măsurate scad cu conținutul de carbon, însă fără a prezenta discontinuități. Se remarcă relația liniară între E_{III} și α_{III}.

c) *SBT* s-a efectuat conform celor descrise, depunerea cusăturii făcîndu-se cu U_a=26 V și v_s=152,4 mm min (6 in/min), însă s-au pregătit table folosind trei curenți diferiți: 210 A; 175 A și 130 A. Măsurînd α_{II} s-a constatat că, pentru toți curenții de sudare, are o scădere bruscă de la 125° la 35° atunci cînd conținutul în carbon crește de la 0,35 la 0,42%.

S-au determinat și durităţile maxime din *ZIT* pentru cusăturile depuse cu cei trei curenți de sudare. Durităţile maxime în *ZIT* și duritatea metalului de bază ca funcții de conținutul în carbon sînt arătate în *figura 17*. Se consitată că durităţile maxime în *ZIT* nu variază semnificativ cu curentul de sudare, dacă acesta este cuprins între 130 și 210 A.

Se observă că scăderea bruscă a lui α_{II} coincide, din punct de vedere al conținutului în carbon, cu depășirea durității maxime în *ZIT* de 300 HV10. Duritatea maximă în *ZIT* la 0,35% C este între 250 și 290 HV10 și la 0,42% C, crește la 330 pînă la 360 HV10. În acest interval al conținutului în carbon α_{II} scade de la 125° la 35°.

d) STBT s-a efectuat conform celor descrise. Sudarea s-a făcut cu 175 A, 26 V și 152,4 mm/min (6 in min). Figura 18 arată pe α_V ca funcție de conți-

Fig 16

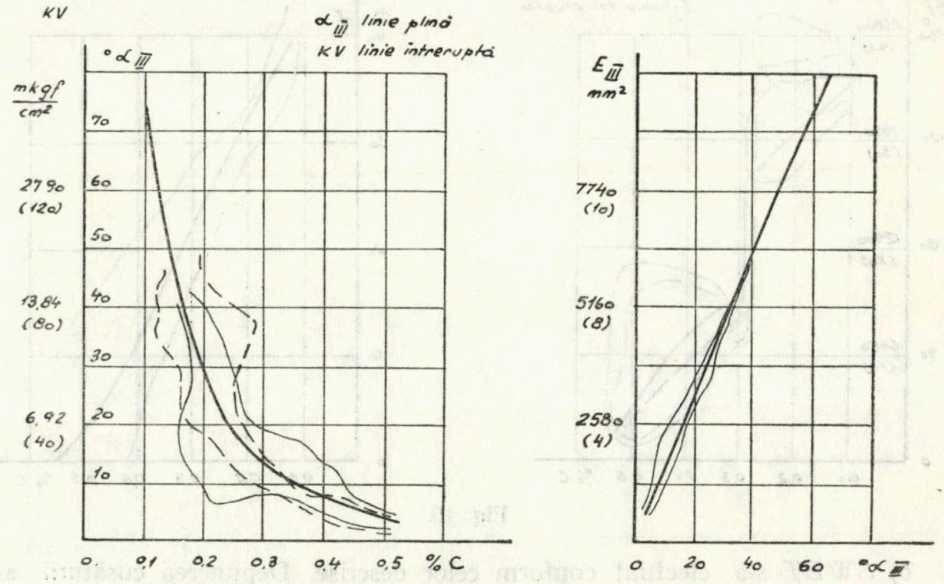


Fig. 16.

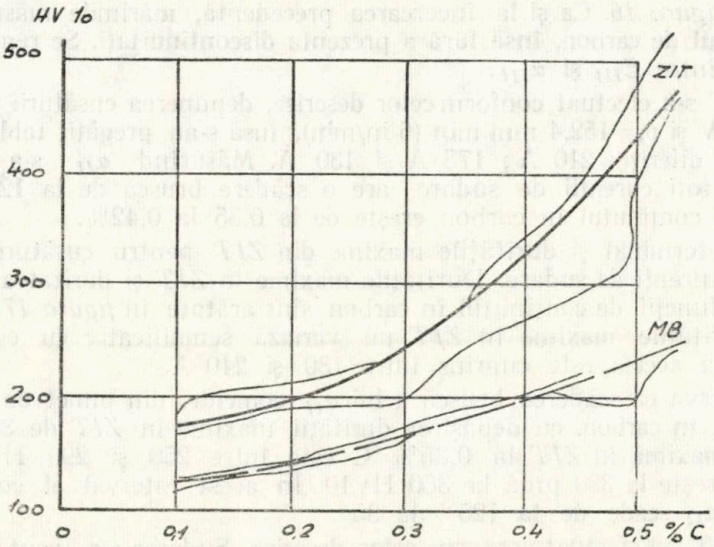


Fig. 17.

nutul în carbon a oţelurilor. Se constată o scădere continuă a lui α_v cu creşterea conţinutului în carbon.

e) În afară de probele descrise s-a mai efectuat şi proba de laminare la rece a plăcilor sudate. Plăcile au fost sudate ca la încercarea *SWBT* şi laminarea a început de la grosimi iniţiale cuprinse între 10mm (0,393 in) şi 11,35mm (0,447 in). Rezultatele obţinute nu au condus la nici o concludenţă statistică. Astfel ,la oţelul cu 0,10% C, numărul de treceri pînă la ruperea n a fost de 40; acelaşi $n=40$ s-a găsit şi la oţelul cu 0,29% C. Oţelurile cu 0,44% C şi 0,54% C au dat $n=39$, respectiv $n=36$, iar cele cu 0,28% C; 0,42% C; 0,43% C şi 0,50% C au condus la $n<10$.

Concluzia noastră este că din încercările efectuate, trebuie reţinute următoarele: *SWBT*, care relevă o pierdere a plasticităţii la 0,28% C; *SBT*, care celevă o pierdere a plasticităţii între 0,35 şi 0,42% C, înterval care coincide îu creşterea durităţii maxime sub cordon la valori de peste *300 HV 10*. Pe lîngă cele două încercări de încovoiere statică (*SWBT* şi *SBT*), măsurarea durităţii tn *ZIT* (sub cordon), încercare apreciată şi la noi, este utilă în studiile *CMS*.

În această lumină sîntem de părere că o bună comportare metalurgică la sudare a oţelurilor cu carbon este garantată de:

$$\alpha_I \geqslant 100° \text{ pe epruvete } SWBT,$$
$$\alpha_{II} \geqslant 130° \text{ pe epruvete } SBT,$$
$$\text{HV } 10 \leqslant 300.$$

11. Cercetarea rolului nichelului în oţelurile cu carbon din punct de vedere al *CMS* s-a făcut pe o grupă de 30 de oţeluri, împărţite în trei subgrupe:

α carbonul constant (0,17–0,20%) şi nichelul variabil de la 0 la *3,62*%;
β nichelul constant (1,90–2,51%) şi carbonul variabil de la 0,03 la 0,41%;
γ nichelul constant (3,36–3,63%) şi carbonul variabil de la 0,08 la 0,41%.

Celelalte elemente din oţeluri se găsesc între următoarele limite:

Mn 0,19–0,80%, cu valori frecvente între 0,40 şi 0,60%;
Si 0,12–0,50%, cu valori frecvente între 0,20 şi 0,40%;
S 0,019–0,044%, cu valori frecvente între 0,020 şi 0,026%;
P 0,006–0,034%, cu valori frecvente între 0,010 şi 0,016%.

Înainte de a se face încercările, oţelurile au fost normalizate timp de o oră la temperatura de 900°C (1 652°F).

Efectul nichelului asupra însuşirilor mecanice ale oţelurilor din α se vede în *figura 19*. La oţelurile β şi γ, creşterea carbonului de la 0,10 la 0,40%, aduce următoarele modificări:

σ_r creşte de la 49,3 (70.10^3) la 81,5kgf/mm² (116.10^3 lb sg.in)
σ_c creşte de la 37,3 (54.10^3) la 56,4kgf/mm² (80.10^3 lb sg.in)

Rezistenţa scade de cinci ori, iar δ şi ψ scad şi ele.

Rezultatele încercărilor efectuate sînt: *figura 20* arată pe α_{III} *(SVBT)* la toate oţelurile; *figura 21* arată durităţile maxime în *ZIT* (măsurate la epruvetele *SVBT*) la toate oţelurile; *figura 22a* arată α_V (*STBT*) în funcţie de conţinutul în carbon la oţelurile α şi γ, repectiv α_V (*STBT*) în funcţie de conţinutul în nichel la oţelurile α.

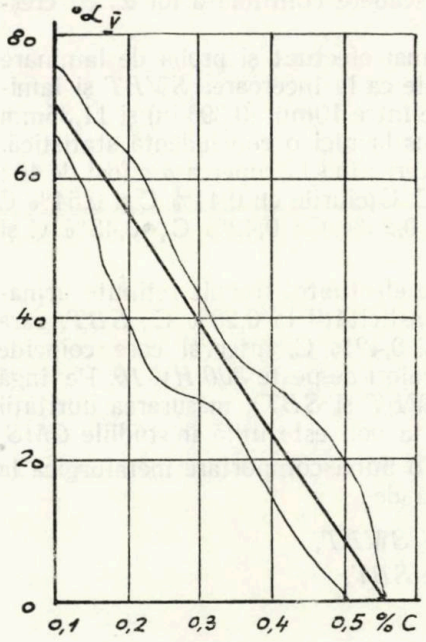


Fig. 18.

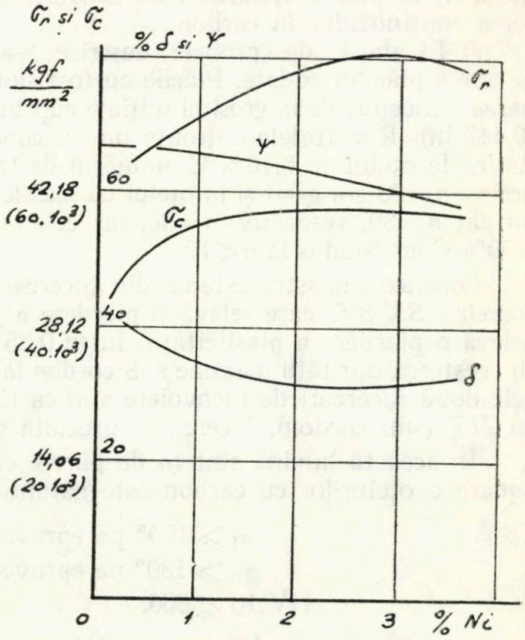
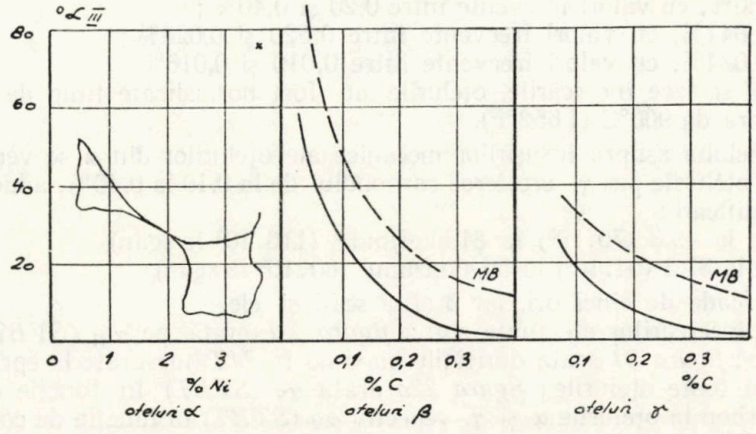


Fig. 19.

Fig 20



x) La oțeluri α punctele sînt dispersate și amestecate: MB + epruvete cu sudură.

Fig. 20.

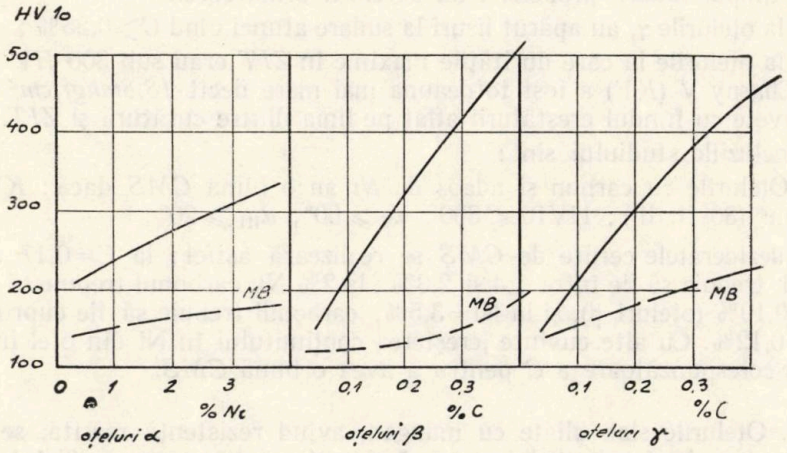

HV 10
500
400
300
200
100
MB
MB
MB
0 1 2 3
% Ni
0,1 0,2 0,3
% C
0,1 0,2 0,3
% C
oțeluri α
oțeluri β
oțeluri γ

Fig. 21.

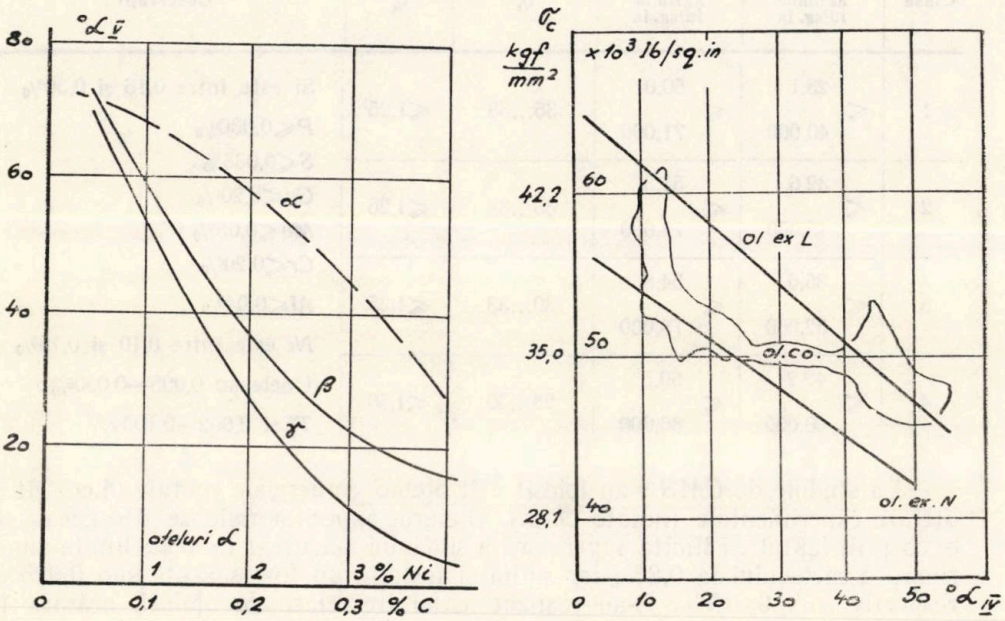

80
60
40
20
α
β
γ
oțeluri α
1
2
3 % Ni
0 0,1 0,2 0,3 % C
kgf/mm²
x 10³ lb/sq.in
60
42,2
50
35,0
40
28,1
ol ex L
ol.co.
ol. ex. N
0 10 20 30 40 50

Fig. 22.

În timpul sudării probelor s-au observat următoarele:

– la oţelurile γ, au apărut fisuri la sudare atunci cînd $C > 0{,}25\%$;

– la oţelurile la care durităţile maxime în *ZIT* erau sub 300 *HV* 10, rezilienţa Charpy V (*KV*) a fost totdeauna mai mare decît *18,8mkgf/cm²* (*80ft.lb*) pe epruvete cu fundul crestăturii aflat pe linia dintre cusătură şi *ZIT*.

Concluziile studiului sint:

a. Oţelurile cu carbon şi adaos de *Ni* au o bună *CMS* dacă: $KV \geqslant 13{,}8$ mkgf/cm² (80 ft. lb); HV10 $\leqslant 300$; $\alpha_V \geqslant 60°$; $\alpha_{III} \geqslant 20°$;

b. dezideratele cerute de *CMS* se realizează astfel: la C=0,17...0,20% nichelul trebuie să fie între 1,4 şi 2,3% ; la 2% Ni, carbonul trebuie să fie între 0,14 şi 0,19% (oţeluri β), şi la Ni=3,5%, carbonul trebuie să fie cuprins între 0,09 şi 0,12%. Cu alte cuvinte ,creşterea conţinutului în Ni din oţel impune o scădere corespunzătoare a *C* pentru a avea o bună *CMS*.

12. Oţelurile slab aliate cu mangan, avînd rezistenţă mărită, se împart în patru clase după valorile lui σ_c, σ_r, δ şi conţinutul în mangan. *Tabela 2* arată această clasificare.

Tabela 2

Cele patru clase de oţeluri slab aliate cu Mn folosite în USA (tip comercial)

Clasa	σ_c kgf/mm² ld/sg. in	σ_r kgf/mm² ld/sg. in	δ %	Mn %	Observaţii
1	$\leqslant$ 28,1 / 40,000	$\leqslant$ 50,0 / 71,000	35...38	$\leqslant$1,25	Si este între 0,16 şi 0,30%
2	$\leqslant$ 32,6 / 45,000	$\leqslant$ 51,3 / 73,000	35...38	$\leqslant$1,26	$P \leqslant 0{,}030\%$ $S \leqslant 0{,}033\%$ $Cu \leqslant 0{,}20\%$ $Mo \leqslant 0{,}05\%$
3	$\leqslant$ 36,6 / 52,000	$\leqslant$ 54,8 / 78,000	30...33	$\leqslant$1,35	$Cr \leqslant 0{,}20\%$ $Al \leqslant 0{,}04\%$ *Ni* este între 0,10 şi 0,15%
4	$\leqslant$ 42,2 / 60,000	$\leqslant$ 60,5 / 86,000	28...30	$\leqslant$1,50	Unele au 0,005—0,030% *Ti* şi 0,002—0,100v.

La studiile de *CMS* s-au folosit atît oţeluri comerciale (notate 0l.co) cît şi oţeluri experimentale (notate *ol.ex.*). Oţelurile experimentale se deosebeau de ol.co prin faptul că limita superioară a siliciului s-a urcat la 1% ; limita superioară a nichelului la 0,2%, iar sulful şi fosforul au fost scăzute sub 0,025%, respectiv sub 0,015%. S-au realizat astfel trei clase de oţeluri, arătate în *tabela 3*.

Încercările făcute și rezultatele obținute sînt următoarele:

Tabela 3

Cele trei clase de oțeluri slab aliate cu Mn de tip experimental

Clasa	Starea	σ_c kgf/mm² lb/sg. in	σ_r kgf/mm² lb/sg. in	δ %	KV 0°C (32°F) m kgf/cm² ft. lb	KV 20°C (+0°F) m kgf/cm² ft. lb
1	L*	31,7—40,2	44,4—61,8	30—39	4,5—13,0	6,0—16,0
	N	30,3—37,3	45,1—60,6	33—40	5,5—16,0	6,7—18,4
	L	(45—57)·10³	(63—88)·10³		26—75	35—93
	N	(43—53)·10³	(64—86)·10³		32—104	39—106
2	L	31,7—44,4	45,8—61,8	30—37	5,4—5,7	2,6—10,9
	N	31,7—42,9	45,8—60,6	31—39	4,7—13,6	6,4—16,4
	L	(45—63)·10³	(65—88)·10³		8—33	15—63
	N	(45—61)·10³	(65—86)·10³		27—79	37—106
3	L	31,0—45,1	45,1—64,8	26—37	3,6—7,3	4,5—12,1
	N	28,8—42,2	43,6—64,8	30—35	3,8—8,4	4,5—14,5
	L	(44—64)·10³	(64—92)·10³		21—48	26—70
	N	(41—60)·10³	(62—92)·10³		22—43	26—84

* L — în stare laminată; N — în stare normalizată.

a) *SUBT* s-a efectuat pe plăci cu grosimea de 12,7mm (½ in) măsurîndu-se α_{IV}. La ol.ex între σ_c și α_{IV} s-au putut stabili relații liniare; la ol.co datele acoperă un domeniu (*figura 22b*). S-au măsurat și durităților maxime în *ZIT*, care, la ol.ex sînt reprezentate în funcție de σ_c în *figura 23*. La ol.co datele acoperă un dreptunghi definit de limitele 270...330 HV10; 28,2...49,3kgf/mm².

b) *SF* a arătat că:

— La ol.ex. fără *Ti* sau *V* nu apar fisuri pînă la $\sigma_c \leqslant 35$ kgf/mm² (50.10^3 lb sg.in); dacă se adaugă *Ti* sau *V* atunci fisurile nu apar la $\sigma_c \leqslant 39{,}7$kgf/mm² ($55.10^3$ lb sg.in)

— La ol.co limitele sînt: $\sigma_c \leqslant 29{,}5$kgf/mm² ($42.10^3$ lb sg.in), respectiv 35 kgf/mm² (50.10^3 ,b sg.in)

Concluzia ce se desprinde este că, la oțelurile slab aliate cu *Mn*, o *CMS* bună se poate obține prin: reducerea conținuturilor în *P* și *S*; normalizarea atentă a tablelor; introducerea *Ti* sau *V* în compoziția oțelului.

Precizăm că depunerea cusăturii la încercarea *SUBT* s-a făcut automat, folosind un regim considerat standard și anume: 175 A; 26 V; 152,4 mm/min (6 in min).

c) S-a cercetat apoi influența regimului de sudare și grosimii plăcii asupra lui α_{IV} pentru două dintre oțelurile studiate. Compoziția chimică a oțelurilor este dată în *tabela 4*. Calculele de regresie au arătat că o variabilă H care să

Tabela 4

01	C	Mn	Si	S	P	Ni	Cr	Mo	Cu	V	Ti	Al
I.	0,19	1,48	0,250	0,020	0,035	0,13	0,05	0,03	0,19	0,003	0,100	0,020
II.	0,26	0,40	0,005	0,022	0,026	0,10	0,01	0,04	0,19	–	–	–

țină seama global de regimul de depunere a cusăturii și de grosimea plăcii ar putea avea expresia

$$H = \frac{I_s \cdot U_a \cdot (1/v_s)^{4/10}}{1\,000 \cdot \delta} \tag{4}$$

în care v_s trebuie luat în in/min și δ în in. *Figura 24* arată pe α_{IV} ca funcție de H la oțelurile studiate.

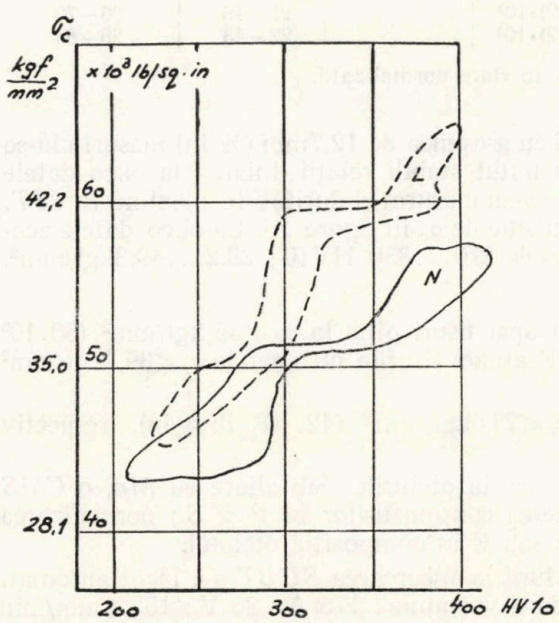


Fig. 23.

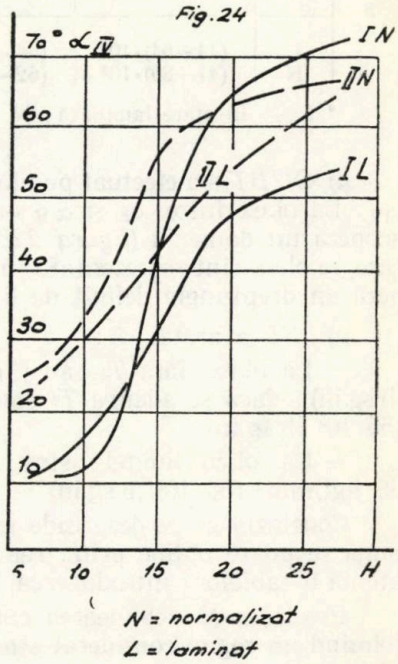


Fig. 24.

d) Ansamblul rezultatelor obținute conduc la cîteva concluzii interesante:

– la ol.ex, α_{IV} scade continuu cu creșterea lui σ_c ; la ol.co însă α_{IV} arată o scădere bruscă atunci cînd σ_c depășește 35 kgf/mm², ceea ce face ca valoarea respectivă a limitei de curgere să fie o valoare critică pentru plasticitatea reflectată de α_{IV} ;

– la ol.ex. normalizate (*N*), σ_c =35kgf/mm² apare ca o valoare critică pentru duritatea maximă în *ZIT*, fiindcă la acest σ_c duritatea depășește 300 HV 10. La ol.ex. nenormalizate, adică în stare laminată (*L*), nu avem o valoare critică pentru σ_c la 300 HV10, ci găsim un interval critic între *35* și *40 kgf/mm²*, în care duritatea se păstrează în jurul valorii de *300 HV 10* ;

– studiile efectuate de americani arată că valoarea de 300 HV 10, fixată ca valoare critică pentru duritatea maximă în *ZIT*, este legată și de alte însușiri ale oțelurilor, ceea ce conferă valorii respective o semnificație mai profundă. Astfel se înlătură o parte din arbitrarul care părea predominant la stabilirea lui 300 HV 10 ca o limită pentru *CMS*.

13. Oțelurile slab aliate cu *Mn* au fost studiate și din alt punct de vedere, și anume pentru a se stabili rolul siliciului în ceea ce privește *CMS*. La punctul anterior, ol.co avem siliciul cuprins între 0,16 și 0,30%, iar la ol.ex s-a mers, în unele cazuri, pînă la 1%Si. De data aceasta s-au elaborat 24 de oțeluri, la care siliciul a crescut treptat de la 0,66% pînă la 1,19%. Toate cele 24 de oțeluri au avut 0,12±0,02%Ni ; 0,22%Cu ; 0,05%Cr ; 0,02%Mo și 0,03%Al. În ceea ce privesc carbonul și manganul, ele au variat de la oțel la oțel între limitele 0,18–0,35 %C ; 0,84–1,50% Mn.

a) S-au măsurat însușirile mecanice și s-a efectuat *SVBT*, sudîndu-se cu regimul standard. Toate mărimile măsurate au fost apoi raportate la duritatea maximă din *ZIT*, obținînd datele arătate în *figura 25*. Conform acestor date, autorii studiului trag următoarele concluzii :

– *CMS* bună poate fi apreciată cu criteriul durității maxime în *ZIT*, care să fie limitată superior la 300 HV 10. În acest caz, compoziția chimică a oțelului se limitează astfel.: C$\leqslant$0,20% ; Mn$\leqslant$1,40% ; Si$\leqslant$1,10%. Criteriul α_{III} este definit acum : $\alpha_{III} > 15°$;

– *CMS* bună poate fi apreciată și cu α_{III}, limitîndu-l inferior la 20°. În acest caz, compoziția chimică trebuie să respecte : C$\leqslant$0,22% ; Mn$\leqslant$1,10% ; Si$\leqslant$1,14%. Criteriul durității maxime este definit acum : H max în *ZIT* 270 HV 10.

– limitele impuse compoziției chimice de către *CMS* trebuie legate și de σ_r a oțelurilor, care trebuie să fie$\geqslant$52 kgf/mm². Pentru aceasta, la un conținut în carbon între 0,20 și 0,22%, între Mn și Si din oțel trebuie să existe relația arătată în *figura 26*. Trasînd, tot în *figura 26*, și limitările impuse de *CMS* bună, obținem domeniile în care se asigură o rezistență mecanică suficientă și o *CMS* corespunzătoare.

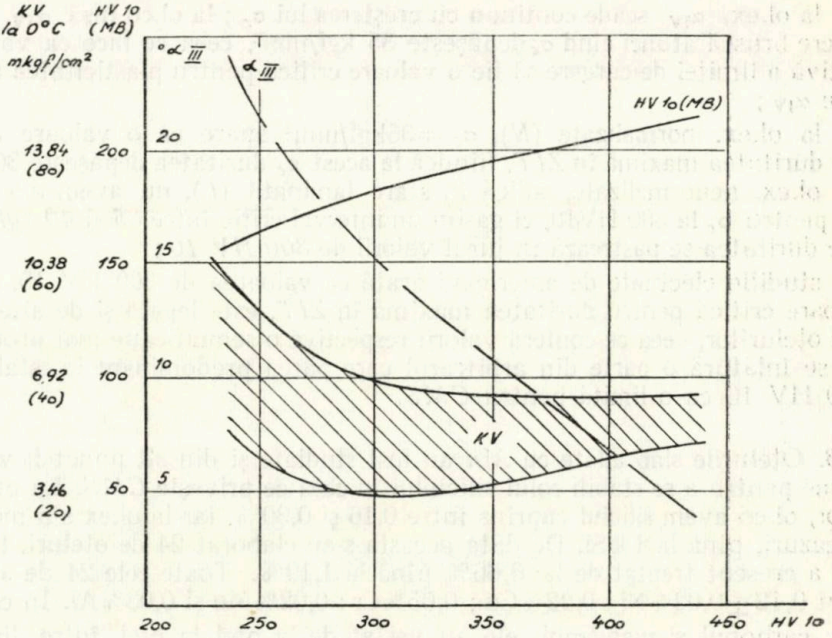

KV la 0°C mkgf/cm²
HV 10 (MB)
°α III
α III
HV 10(MB)
KV
20
15
10
5
13,84 (80)
10,38 (60)
6,92 (40)
3,46 (20)
200
150
100
50
200 250 300 350 400 450 HV 10

Fig. 25.

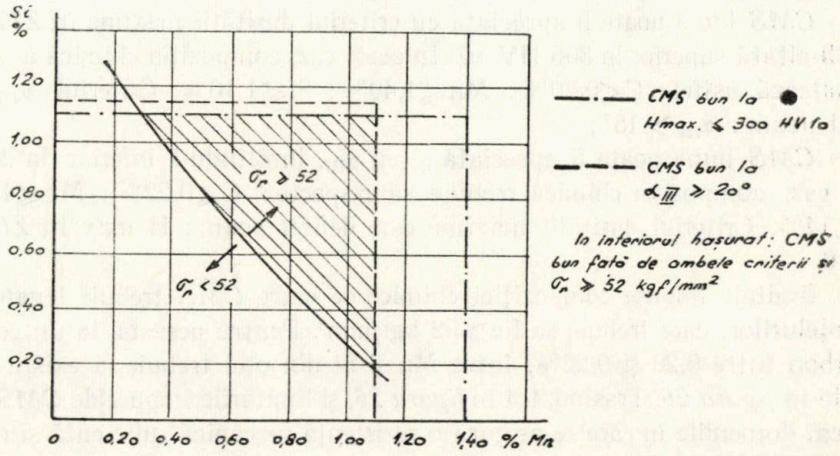

Sc %
1,20
1,00
0,80
0,60
0,40
0,20
0 0,20 0,40 0,60 0,80 1,00 1,20 1,40 % Mn
σr ≥ 52
σr < 52
CMS bun la Hmax. ≤ 300 HV 10
CMS bun la α III ≥ 20°
In interiorul haşurat: CMS bun faţă de ambele criterii şi σr ≥ 52 kgf/mm²

Fig. 26.

b) Din datele pe care le posedăm am putut stabili o relație interesantă, și anume relația dintre compoziția chimică reflectată global de carbonul echivalent:

$$C_e = C + \frac{M_n}{5} + \frac{Si}{10}, \tag{5}$$

duritatea metalului de bază, HV 10 MB, și duritatea maximă în *ZIT*, HV 10 S, la grupa celor 24 de oțeluri studiate de cercetătorii americani. Între HV 10 MB și C există relația liniară

$$HV\ 10\ MB = 80 + 185 . C_e, \tag{6}$$

valabilă cu un grad de asociere de 0,9503, ceea ce arată că 97,5% din relația între duritatea metalului de bază și carbonul echivalent este exprimată de regresia liniară găsită. Eroarea standard a regresiei este: $s_e \cong 4$,
unde 4 reprezintă unități de duritate HV 10 în plus sau în minus față de valoarea dată de regresia liniară. Eroarea standard relativă față de media celor 24 de durități ale metalului de bază (186 HV 10) este de 2,2%.

Regresia este valabilă pentru *C* cuprins între 0,414% și 0,729%. În același interval este valabilă și relația parabolică între HV 10 S și C_e:

$$HV\ 10\ S = 211 + 15{,}9 \times + 0{,}675 x^2, \tag{7}$$

în care

$$X = \frac{100 \cdot C_e - 42}{3}. \tag{8}$$

Regresia are un grad de asociere de 0,9742, ceea ce arată că 98,7% din relația dintre duritatea maximă din *ZIT* și carbonul echivalent este exprimată de regresia parabolică găsită. Eroarea standard a regresiei este $s_e \cong 11$:
unde 11 reprezintă unități de duritate HV 10, în plus sau în minus față de regresia parabolică. Eroarea standard relativă față de media celor 24 de durități maxime în *ZIT* (324 HV 10) este de 3,4%.

Regresiile stabilite sînt reprezentate grafic în *figura 27*.

14. O ultimă cercetare pe care o relevăm este bazată pe încercarea rezilienței Charpy V (*KV*) la o grupă de oțeluri cu carbon formată din 25 de tipuri diferite la care elementele de aliere variau între limitele:

$$C = 0{,}11 - 0{,}54\%\ ;\ Mn = 0{,}38 - 1{,}06\%\ ;\ Si = 0{,}002 - 0{,}280\%.$$

Încercarea *KV* s-a făcut numai pe oțeluri nesudate, măsurîndu-se la fiecare epruvetă ruptă volumul deformat *VD* în timpul încercării. *VD* s-a măsurat în felul următor: epruvetele, după încercare au fost rectificate și s-a măsurat duritatea, delimitîndu-se zona în care duritatea era mai mare decît a metalului de bază. *Figura 28* ilustrează asemenea măsurare, cifrele indicînd valorile durităților în regimurile respective.

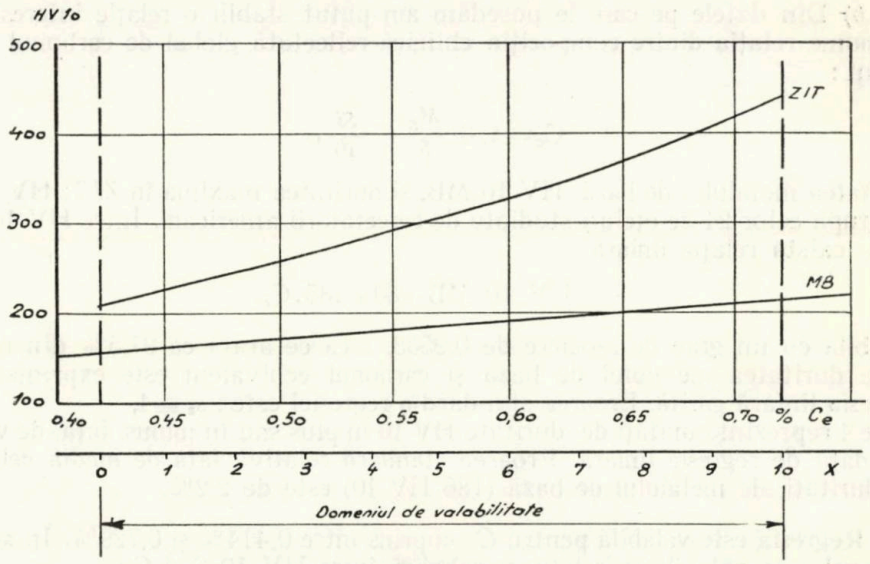


Fig. 27.

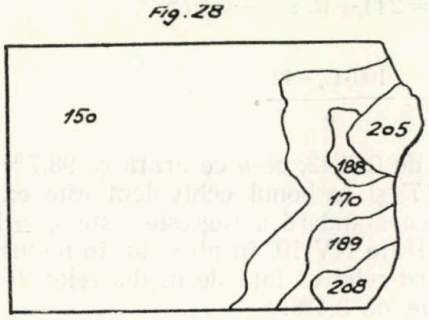


Fig. 28

S-a constatat apoi că, la respectiva grupă de oţeluri, între valoarea rezilienţei (*KV*) şi variabila *X*, definită ca produsul dintre *VD* (în inches) şi creşterea medie a durităţii (în HV 10) este o relaţie liniară. Regresia respectivă are expresia KV=41. X,
în care *KV* este dat în ft.lb (*1 ft.lb=0,173 mkgf/cm²*), iar *X* în *inches la cub* (in³=16,387.10⁶mm³) înmulţit cu unităţi de duritate *HV 10.*

Încheiem sinteza cu o recomandare privind încercările cu sudură : după sudare este bine să lăsăm piesele 10 zile în repaus şi apoi să scoatem şi să încercăm epruvetele. Dacă facem operaţia în interiorul celor 10 zile, atunci rezultatele vor diferi în funcţie de timpul scurs de la sudare pînă la încercarea propriu zisă.

Lucrare predată la 21 noiembrie 1969.

V. MOLDOVAN

CONTRIBUȚIE ÎN PROBLEMA DEFORMĂRII PLASTICE CU VITEZĂ MARE A METALELOR

În lucrare se abordează problema deformării plastice libere, cu viteză mare, a metalelor. Se studiază în principal problema propagării sub formă de unde, a deformațiilor elastice și mai ales plastice.

Se precizează premizele teoretice care au stat la baza lucrării și se dau rezultatele măsurătorilor făcute, privind vitezele de propagare a undelor deformațiilor arătate. Măsurătorile s-au făcut atît în cazul deformării la rece a metalelor cît și la cald.

În final se trag o serie de concluzii privind posibilitățile și perspectivele forjării libere cu viteză mare a metalelor.

Studii și cercetări de metalurgie Tom, 15, Nr,2 1970

T. SĂLĂGEAN, D. DEHELEANU

CONSIDERAȚIUNI ASUPRA SENSIBILITĂȚII FAȚĂ DE ÎNCREȘTĂRI A OȚELULUI 17M13

În lucrare se cercetează sensibilitatea la încrestări a oțelului *17 M 13* cu ajutorul metodei comparației valorilor de rezilienă determinate pe epruvete Mesnager și Charpy V. Se cercetează acțiunea a trei factori fragilizanți: deformarea plastică la rece între *2* și *10%* ; temperatura de încălzire după deformare plastică la rece între *200* și *400°C* și temperatura de încercare între *+20* și *—20°C*.

Rezultatele arată că oțelul în stare normalizată nu este sensibil la scăderea temperaturii de încercare și nici nu este sensibil la factorii deformare — încălzire atîta timp cît temperatura de încercare nu scade. cu excepția combinației *10% — 300°C*. Acest tratament aduce o creștere periculoasă a sensibilității la încrestări.

La temperaturi scăzute și la acțiunea factorilor deformare-încălzire, oțelul *17 M 13* devine sensibil față de încrestări.

Studii și cercetări de metalurgie, Tom 15, Nr.2 1970

F. OPREA, V. TIBEA

FENOMENELE ȘI MĂRIMILE DE SUPRAFAȚĂ ÎN PIROMETALURGIE

În lucrare se scoate în evidență importanța fenomenelor de suprafață care apar în topiturile metalurgice în procesele de extracție și de purificare a metalelor și modul cum aceste fenomene pot condiționa cinetica proceselor.

Sînt date valorile mărimilor de suprafață (tensiune superficială σ, tensiune interfazica σ_{12}, vîscozitate η, unghi de contact θ) pentru metale și sistemele care stau la baza zgurilor, matelor și sărurilor topite. Prezentarea comparativă a acestor mărimi permite definirea topiturilor și explicarea unor fenomene care au loc la extracția metalelor.

Considerațiile privind trasportul de substanță la interfață pot fi de un real folos la definirea cineticii proceselor principale din pirometalurgie.

Studii și cercetări de metalurgie, Tom 15, Nr.2 1970

D. CIOCLOV

DEGRADAREA CUMULATIVĂ A METALELOR PRIN SOLICITĂRI REPETATE. STADIUL ACTUAL AL CERCETĂRILOR (PARTEA I)

În lucrare se face o analiză critică a rezultatelor cercetărilor experimentale și teoretice privind degradarea metalelor prin solicitări repetate. În partea I a studiului se prezintă aspectele esențiale ale mecanismului fizic de degradare a metalelor la nivel microscopic, precum și efectele macroscopice ca ecruisarea ciclică și propagarea fisurilor. Se examinează critic încercările de a elabora o teorie cantitativă a mecanismului fizic de degradare.

În continuare se analizează modelele probabiliste care au fost propuse pentru descrierea cantitativă a evoluției degradării. Se relevă ipotezele care fundamentează modelele probabiliste, consecințele teoretice și concordanța dintre predicția teoretică bazată pe aceste modele și experiență.

Studii și cercetări de metalurgie, Tom 15, Nr.2 1970

P. TUDORAN, ST. MANTEA

CERCETĂRI PRIVIND INFLUENȚA SEPARATĂ ȘI CUMULATĂ A AZOTULUI ȘI ALUMINIULUI ASUPRA STRUCTURII PRIMARE A OȚELULUI 35M16

În cadrul lucrării se cercetează influența azotului și aluminiului asupra prezenței suflurilor, macrostructurii, incluziunilor nemetalice și microstructurii oțelului 35M16 aliat suplimentar cu azot (pînă la 0,029% N) și aluminiu (pînă la 0,294 % Al).

Pe baza rezultatelor obținute se trag concluzii privind conținuturile optime de N și Al, care asigură o structură primară corespunzătoare.

Se constată astfel că se obțin lingouri compacte, lipsite de sufluri, la procente de 0,02% N și 0,015% Al, precum și de 0,025 % N și 0,133% Al. Adaosul de Al apare ca strict necesar în vederea prevenirii apariției suflurilor.

Atît Al, cît și N exercită o influență favorabilă asupra macrostructurii și microstructurii, favorizînd obținerea unor granulații mai fine. Influența azotului aspra mărimii grăuntelui real se manifestă însă numai la procente mai ridicate de Al (peste 0,1% Al).

Aluminiul exercită în același timp o influență substanțială asupra naturii și conținutului de incluziuni nemetalice. Creșterea conținutului de Al în oțel duce la început la creșterea cantității de incluziuni nemetalice, iar apoi la scăderea acestei cantități.

Studii și cercetări de metalurgie. Tom 15 .Nr.2 1970

N. DRĂGAN, MINODORA IACOB

CERCETĂRI PRIVIND INFLUENȚA BORULUI ASUPRA CREȘTERII GRĂUNTELUI AUSTENITIC LA ÎNCĂLZIRE

Cercetările efectuate cu ajutorul microscopiei optice obișnuite și al microscopului pentru temperaturi înalte pe oțelurile cu 0,2 și 0,4% C, cu și fără adaos de bor, au avut ca scop urmărirea comportării grăuntelui austenitic la încălziri cu diferite durate de menținere la temperaturi cuprinse între 850 și 1 100°C.

S-a stabilit că oțelurile aliate cu circa 0,003% B au o tendință la supraîncălzire mai accentuată decît oțelurile fără bor. Această tendință nu se manifestă printr-o creștere pronunțată a dimensiunii medii a grăuntelui, ci în deosebi prin obținerea unei structuri neuniforme, determinată de prezența pe rosturile grăunților de austenită a unor precipitări ai compușilor borului. Aceste precipitări blochează deplasarea rosturilor și favorizează creșterea numai a grăunților ale căror rosturi sînt libere de precipitări, determinînd creșterea grăunților în oțelurile cu bor după un mecanism special.

Studii și cercetări de metalurgie. tom 15. Nr.2 1970

LUCIA CINCĂ

CERCETĂRI PRIVIND STRUCTURA ȘI PROPRIETĂȚILE ALIAJULUI CU CUPRU CU 10% ALUMINIU CĂLIT ȘI REVENIT, DUPĂ DEFORMARE PLASTICĂ PREALABILĂ

În lucrarea de față s-a studiat influența tratamentului termomecanic asupra proprietăților mecanice ale bronzului cu 10% Al și modificările structurale care se produc în aliaje în cursul tratamentului. Pentru aliajele din sistemul Cu-Al situate în domeniul bifazic, din care face parte și aliajul studiat, literatura de specialitate indică doar unele îmbunătățiri ale proprietăților prin tratament termic.

Aliajul a fost deformat plastic și călit la 800, 850 și 900 °C și supus apoi revenirii în intervalul 350 — 550°C. Deși după călire la 800°C aliajul conține nu numai martensită β', dar și fază proeutectoidă α s-a studiat și această temperatură, pentru a se vedea influența prezenței fazei α asupra proprietăților aliajului, astfel ca tratamentul să poată fi aplicat practic mai ușor.

Rezultatele obținute arată că tratamentul termomecanic se dovedește eficient și în cazul bronzului cu 10% Al. Prin deformare plastică și călire urmată de revenire, se constată în comparație cu caracteristicile acestui aliaj extrudat, așa cum se utilizează în momentul de față, creșterea rezistenței la rupere de la 45 la 70 — 75kgf mm², concomitent cu o îmbunătățiie a plasticității materialului de la A=20 la A=24—26%.

Modificările structurale care se produc în aliaj prin tratament termomecanic sînt importante și concordă cu variațiile de proprietăți menționate.

Studii și cercetări de metalurgie, Tom 15, Nr.2 1970

L. BOLEANȚU

COEFICIENTUL EFECTIV DE CONCENTRARE A TENSIUNILOR LA CREMALIERE CU PROFIL EVOLVENTIC

În lucrare se examinează valoarea coeficientului efectiv de concentrare a tensiunilor într-o cremalieră cu profil evolventic aplicînd metoda de calcul propusă de H. Neuber pentru crestături singulare respectiv un profil periodic și după metoda lui Höschl, completată cu unele ipoteze. Datorită diferențelor mari obținute între rezultate s-a examinat experimental starea de tensiune din cremalieră, prin fotoelasticimetrie. S-a urmărit efectul excentricității forței axiale a tensiunilor de contact. asupra valorii coeficientului efectiv de concentrare a tensiunilor.

Din rezultatele obținute se poate conchide că există un coeficient rezultant de concentrare a tensiunilor în starea compusă de solicitare, care poate fi calculat în funcție de tensiunea provenită din tracțiune respectiv din încovoiere. Se mai atrage atenția asupra mărimii efectului compresiunii locale.

Studii și cercetări de metalurgie, Tom 15, Nr.2 1970

Revista „Studii și cercetări de metalurgie" publică rezultate originale ale cercetărilor din domeniul larg al metalurgiei, sub formă de articole, comunicări sau note. Revista mai cuprinde și rubricile: referate, discuții, recenzii, informații și altele. Temele abordate constituie cele mai recente realizări științifice și tehnice.

RCOMANDĂRI PENTRU AUTORI

1. Structura lucrării:

a) *Introducerea* va situa lucrarea pe fondul cunoștințelor actuale, va desemna obiectivele și va indica metodele utilizate;

b) *Tratarea* (despărțită pe subcapitole, numerotată după clasificarea zecimală), va preciza premizele, ipotezele, simplificările adoptate și va discuta rezultatele, erorile, posibilitățile și comoditatea aplicării deducerilor matematice;

c) *Concluziile* vor sintetiza rezultatele obținute, limita lor de valabilitate și aplicațiile posibile;

d) *Bibliografia* după standardele în vigoare;

2) Forma lucrării:

a) Lucrările se predau în 2 exemplare dactilografiate la 2 rînduri (2 000 semne pe pagină), inclusiv exemplarul original fără corecturi, intervenții, pe hîrtie velină;

b) Figurile pe calc, un exemplar;

c) La începutul lucrării se trece clasificarea zecimală internațională;

d) Volumul lucrării circa 15 pagini.

Se primesc numai lucrări originale.

★

Manuscrisele se trimit Comitetului de redacție. Timișoara, B-dul Mihai Viteazul 24.

1971 FEB 1 9

ŞT. CERC. METALURG. TOM. 15, Nr. 2, 1970.

I.P.B.T. — 1528/1970

43 834

Lei 35